

Diplomová práce

Deformační odpor nízkolegované Cr-Mn oceli za tepla
Hot deformation resistance of low-alloy Cr-Mn steel

Jméno autora:

Bc. David Petruška

Jméno vedoucího:

prof. Ing. Jiří Kliber, CSc.

Rok odevzdání:

2021

PODĚKOVÁNÍ

Tímto děkuji panu prof. Ing. Jiřímu Klibrovi, CSc. za cenné připomínky a rady týkající se zpracování diplomové práce. Dále bych rád poděkoval panu doc. Ing. Petru Kawulokovi, Ph.D. za poskytnutí materiálů týkajících se experimentu a ze všeho nejvíce své rodině za podporu při studiu.

ABSTRAKT

Práce se zabývá deformací bainitické nízkolegované oceli Mn-Cr-Mo za tepla. Experiment je založen na základě naměřených dat z plastometrické zkoušky jednoosým tlakem na simulátoru Gleeble 3800. Vyšetřované vzorky jsou namáhány při teplotě v rozmezí 840 až 1280 °C a rychlostí deformace 0,02 až 20 s⁻¹. Pomocí lineárních regresí jsou metodou stanovení aktivační energie určeny souřadnice napět'ového píku. Hlavní úkolem a cílem práce je pomocí teoretického matematického modelu přirozeného deformačního odporu dle Cingary a McQueena stanovit průběh napět'ových křivek pro všechny vzorky a výsledné tvary porovnat s křivkami vykreslenými z naměřených hodnot. Opomene-li se nezahrnutí inflexního bodu v matematickém modelu, tak porovnání obou typů křivek je poměrně příznivé.

Klíčová slova: deformační odpor, deformace za tepla, napět'ové křivky, nízkolegovaná ocel, tlaková zkouška

ABSTRACT

The thesis deals with hot deformation of bainitic low-alloy Mn-Cr-Mo steel. The experiment is based on measured data from plastometric test of uniaxial compression by simulator Gleeble 3800. Examined samples were subjected to exertion at temperature ranging from 840 to 1280 °C and strain rates of 0,02 - 20 s⁻¹. By the method of determining the activation energy and using linear regressions were identified coordinates of flow peak. The main task and goal of this thesis is to determine the course of flow curves for every sample using theoretical mathematical model of flow stress by Cingara and McQueen and compare their resulting shapes to curves obtained from measured data. Leaving out the fact that used mathematical model doesn't include a point of inflection, the comparison of both kind of curves is relatively sufficient.

Keywords: flow stress, hot deformation, flow curves, low-alloy steel, compression test

OBSAH

Poděkování

Abstrakt

Obsah

ÚVOD	6
1 TEORETICKÁ ČÁST	7
1.1 Tvařitelnost materiálu [1,2]	7
1.2 Přirozený deformační odpor	8
1.2.1 Grafické vyjádření [1,2]	9
1.2.2 Ovlivňující činitele	10
1.2.3 Matematické modely pro popis napět'ových křivek	17
1.2.4 Průběhy napět'ových křivek pro různé materiály	22
1.3 Dynamický materiálový model	25
1.3.1 Procesní mapy [19, 20]	26
1.4 Plastometrické zkoušky	28
1.4.1 Tahová zkouška [2]	28
1.4.2 Krutová zkouška [2]	29
1.4.3 Tlaková zkouška [2, 21]	30
2 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	32
2.1 Vstupní informace	32
2.1.1 Plastometr Gleeble 3800 [2, 5, 22]	32
2.1.2 Parametry a průběh tlakové zkoušky	34
2.1.3 Nízkolegovaná ocel Mn-Cr-Mo [5]	34
2.2 Naměřená data z tlakové zkoušky	36
2.2.1 Napět'ové křivky při konstantní rychlosti deformace	36
2.2.2 Napět'ové křivky při konstantní teplotě deformace	39
2.2.3 Píkové souřadnice vyčtené z grafů	40

2.3 Vypočtené hodnoty	42
2.3.1 Píková napětí [8, 9]	42
2.3.2 Píkové deformace [8, 9]	47
2.3.3 Obecný matematický model	50
2.4 Porovnání napěťových křivek z naměřených a vypočtených hodnot	51
2.4.1 Konstantní teplota deformace	51
2.4.2 Konstantní rychlost deformace	53
3 ZÁVĚRY	56

Seznam použité literatury

Seznam příloh

ÚVOD

Znát průběh deformačního odporu materiálu při tvářecím procesu je velmi důležité, zvláště při deformaci za tepla, kdy bývají procesy značně komplikované. Pro každý materiál je tento průběh jiný a liší se i u různých druhů ocelí. Některé legující prvky například zbrzdí uzdravovací procesy, a proto množství a druh legujících prvků má zásadní vliv na následnou predikci vnitřního pnutí materiálu. Zkoumaná ocel v této práci je bainitická nízkolegovaná ocel Mn-Cr-Mo, která obsahuje 1,2 % Mn, 0,8 % Cr a 0,2 % Mo. Tento druh oceli se využívá převážně pro výrobu šroubů.

Ke grafickému určení průběhu přirozeného deformačního odporu se využívají matematické modely, dle kterých se následně sestrojí napětí-ové křivky. Matematických modelů je celá řada a stále se pracuje na dalším vývoji. Zásadní je počet materiálových konstant v daném vzorci. Čím více jich obsahuje, tím je přesnější výsledný popis napětí-ových křivek.

Vstupními údaji mohou být výsledky z různých plastometrických zkoušek. Čím dál populárnější pro realizaci těchto zkoušek jsou v dnešní době plastometry. Jedním z nejznámějších je tepelně mechanický simulátor Gleeble. V současnosti je vyvinuta už třetí generace těchto plastometrů. Hlavní výhodou je jejich univerzálnost a pro aplikaci plastometrických zkoušek za účelem predikce přirozeného deformačního odporu materiálu se dnes běžně používají.

1 TEORETICKÁ ČÁST

1.1 Tvařitelnost materiálu

Jak je známo, při tváření materiálu nám jde především o změnu tvaru a rozměrů tvářeného tělesa. Lidé v oboru ale dobře ví, že zásadní je i finální struktura materiálu, která významně ovlivňuje mechanické vlastnosti. Zlepšení mechanických vlastností je možno dosáhnout i legováním nebo tepelným zpracováním, avšak řízené tváření je značně efektivnější, zejména z ekonomického hlediska.

Důležitá vlastnost každého materiálu je plastičnost, která se vyjadřuje jako schopnost materiálu deformovat se plasticky v rozmezí od počáteční po mezní deformace. Počátek je brán jako přechod z pružné deformace na plastickou a mezní plastičnost nastává ve fázi deformace, kdy v materiálu dochází ke vzniku prvních trhlin.

Plastičnost je pouze materiálová vlastnost, proto je pro nás daleko užitečnější tvařitelnost materiálu, při jejímž stanovení se už například bere ohled na tvar deformovaného tělesa. Jde tedy o schopnost tělesa se za určitých podmínek tváření plasticky deformovat. Mezní hranice je porušení soudržnosti materiálu. Zjistit lze například při provedení tahové zkoušky. [2]

Tvařitelnost se dále dělí na dvě odvětví. Jedná se o metalurgickou tvařitelnost a technologickou tvařitelnost. U metalurgické tvařitelnosti hrají zásadní roli metalurgičtí činitelé, které mají značný vliv na proces tváření za daných termomechanických podmínek. Naopak technologická tvařitelnost se zabývá vlivem přímo dané technologie, která je využita ke tváření na porušení soudržnosti materiálu. Vstupuje zde do problematiky především stav napjatosti a třecí síly.

Nejzásadnější v této práci je pro nás deformační odpor materiálu, který představuje vnitřní pnutí vyvolané vnějšími tvářecími silami. Vnitřní pnutí musí být postačující k vyvolání plastické deformace a vzniká na ploše mezi tvářeným tělesem a nástrojem. Stanovuje se pomocí přirozeného deformačního odporu určeného za jednoosého stavu napjatosti. Při určení deformačního odporu jsou navíc zohledněny přídatné odpory, jako jsou stav napjatosti a třecí síly. [1]

$$\sigma_d = \beta \cdot \sigma_p + q \quad (1)$$

kde: σ_d ... deformační odpor [MPa]

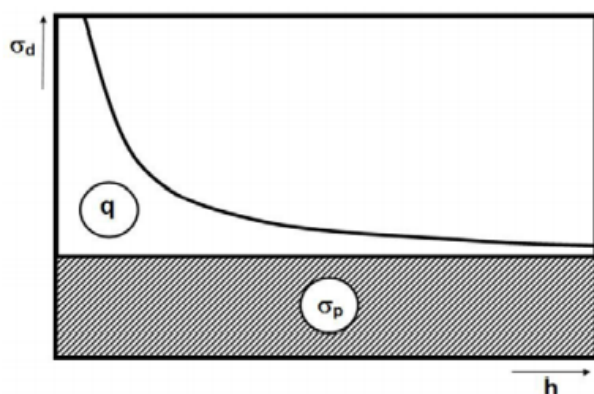
β ... součinitel stavu napjatosti [-]

σ_p ... přirozený deformační odpor [MPa]

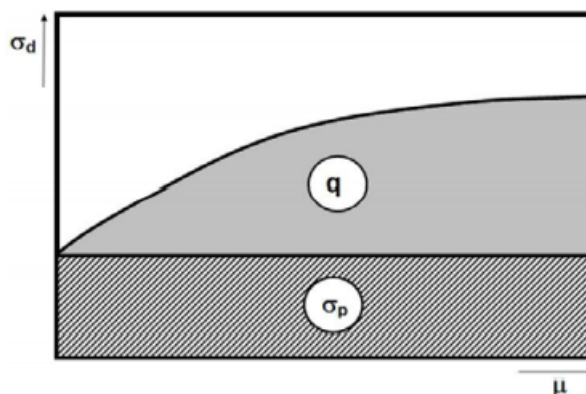
q ... nejmenší hlavní napětí zahrnující vliv třecích sil [MPa]

Na třecí síly mají zásadní vliv tyto činitele:

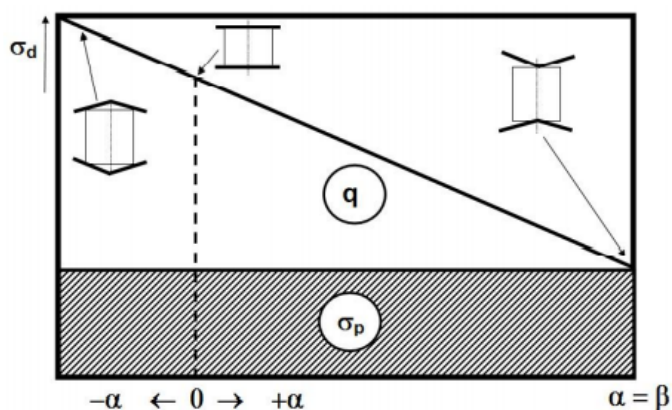
- poměrná styková plocha (obr. 1a)
- součinitel deformačního tření μ (obr. 1b)
- tvar nástrojů (obr. 1c)



Obr. 1a Vliv poměrné velikosti stykové plochy na deformační odpor [1]



Obr. 1b Vliv deformačního tření na deformační odpor [1]



Obr. 1c Vliv tvaru nástroje na deformační odpor [1]

Jak lze vyčíst z obrázku 1a, při zvyšující se velikosti poměrné stykové plochy se zároveň snižující se výškou deformační odpor hyperbolicky roste. Na obrázku 1b je vidět, že při zvyšujícím se deformačním třením se deformační odpor zvedá. Z obrázku 1c je patrné, že je zásadní, jestli se jedná o vypuklý, rovný nebo vydutý nástroj. Rovná-li se úhel tvaru nástroje α úhlu tření β , pak dojde k vyrušení třecích sil. Naopak největších deformačních odporů se dosahuje při tváření vydutými nástroji. Ovšem tato problematika se týká především kování. [1]

1.2 Přirozený deformační odpor

Jak bylo uvedeno výše, jedná se čistě o materiálovou charakteristiku, která představuje nejmenší možné napětí nutné k vyvolání plastické deformace při jednoosém stavu napjatosti za

určitých termomechanických podmínek. Stanovuje se například při tahové zkoušce a je závislý na teplotě deformace, velikosti deformace, deformační rychlosti a historii tváření. Důležitý vliv na průběh přirozeného deformačního odporu má i metalurgický charakter kovu. [1]

1.2.1 Grafické vyjádření

Průběh přirozeného deformačního odporu se znázorňuje pomocí napět'ové křivky. Jedná se o závislost přirozeného deformačního odporu na skutečné logaritmické deformaci způsobené při tvářecím procesu při konstantní teplotě tváření a konstantní rychlosti deformace.

Druh tváření má na průběh napět'ových křivek zcela zásadní vliv. Tváření za studena probíhá pod rekrytalizační teplotou, a proto napět'ové křivky znázorňují pouze proces zpevňování až dojde k úplnému vyčerpání plasticity. Přirozené deformační odpory pochopitelně při tváření za studena dosahují při stejných termomechanických podmínkách vyšších hodnot než při tváření za tepla. Zpevnění může ovlivňovat spoustu faktorů, nejen velikost deformace, a proto se rozlišuje více typů zpevňování materiálu. Mezi ně patří například deformační zpevnění, hranicemi zrn, legováním, precipitační nebo disperzní. [1]

Naopak při tváření za tepla dochází k uzdravovacím procesům, které mají odpevňovací charakter. Uzdravovací procesy se dělí na dynamické a postdynamické, kdy dynamické probíhají během vlastního tváření, kdežto postdynamické začínají až po samotném procesu tváření nebo při pauze mezi úběry. Existují dva typy uzdravování. Prvním je zotavení, které má menší odpevňovací účinek než druhý typ, který se nazývá rekrytalizace. Tyto strukturotvorné procesy mají za zásluhu, hlavně díky snižování hustoty nahromaděných dislokací, zabránění růstu vnitřního napětí. Po aktivaci dynamického zotavení nastane po překročení napět'ového píku ustálený plastický tok kovu, kdy je rychlost uzdravování rovna rychlosti zpevňování. V tomto stavu odpovídá přirozený deformační odpor nadále konstantní hodnotě. Při překročení určité kritické deformace se aktivuje dynamická rekrytalizace, při které dokonce po dosažení napět'ového píku dojde k tomu, že dynamická rekrytalizace kineticky předčí proces zpevňování a nastane pokles přirozeného deformačního odporu. Při hodně vysokých deformacích dojde následně k ustálenému plastickému toku. [2]

Průběhy napět'ových křivek během tváření ovlivněných zpevňovacími a uzdravovacími procesy doplněny o důležité hodnoty jsou znázorněny na obr. 2.

kde: σ_{max} ... maximální napětí při tváření za tepla (napět'ový pík) [MPa]

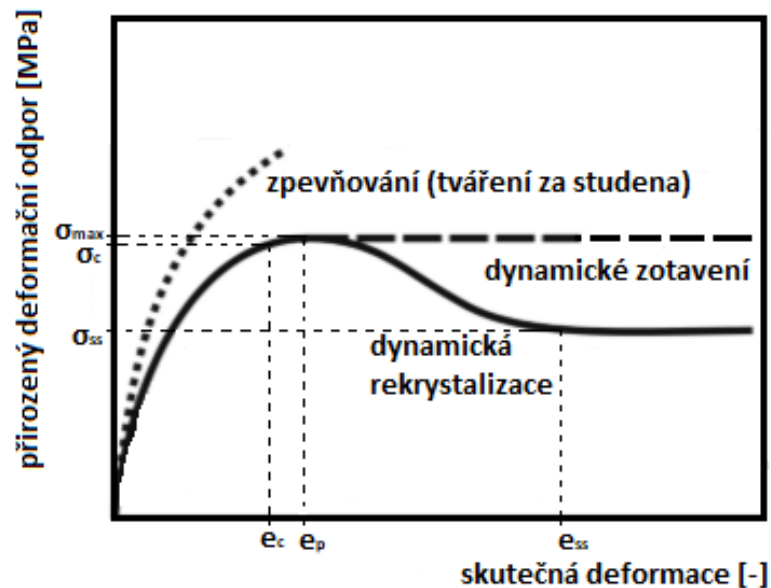
σ_c ... kritické napětí nutné k zahájení dynamické rekrytalizace [MPa]

σ_{ss} ... napětí ustáleného plastického toku [MPa]

e_c ... kritická deformace potřebná k zahájení dynamické rekrytalizace [-]

e_p ... deformace potřebná k dosažení napěťového píku [-]

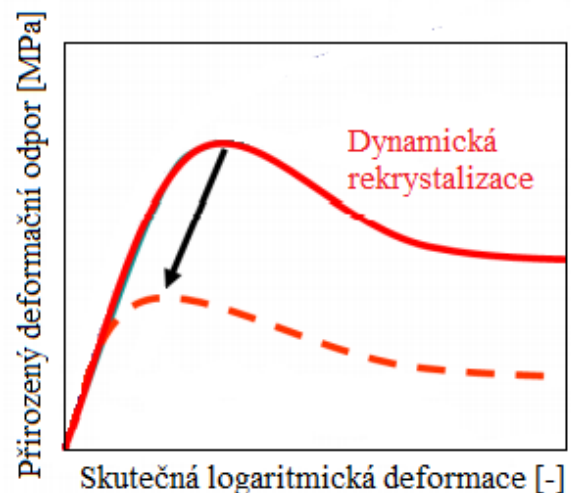
e_{ss} ... deformace potřebná k dosažení ustáleného plastického toku [-]



Obr. 2 Závislost přirozeného deformačního odporu na skutečné deformaci [2]

1.2.2 Ovlivňující činitelé

Hodnoty a průběhy přirozených deformačních odporů ovlivňují termomechaničtí činitelé, metalurgický charakter kovu a historie tváření. Mezi termomechanické činitele se řadí teplota deformace, velikost deformace a rychlost deformace. Zásadní je znát i Zener-Hollomonův parametr, který je definován jako teplotně kompenzovaná rychlost deformace a je tedy závislý na zmíněných termomechanických činitelích obohacených o materiálový faktor. Kombinací teplot deformace a deformačních rychlostí, ze kterých vyjde stejná hodnota Zener-Hollomonova parametru, odpovídají totožné křivky napětí-deformace. Snižující hodnoty Zener-Hollomonova parametru posouvají napěťový pík směrem k menším deformacím a menším přirozeným deformačním odporům (obr. 3). Rovnice pro výpočet bude uvedena v následující kapitole. Důležitou roli také hrají, jak je vidět v předchozí kapitole, uzdravovací procesy. Ty závisí nejen na termomechanických činitelích, ale i na chemickém složení a strukturním stavu



Obr. 3 Vliv Zener-Hollomonova parametru na průběh napěťové křivky [1]

materiálu. Obě tyto materiálové vlastnosti spadají do metalurgického charakteru kovu. S odpevňovacími procesy úzce souvisí precipitace, která může díky vhodně zvoleným mikrolegujícím prvkům zbrzdovat uzdravování. [1,2]

a) Metalurgický charakter kovu

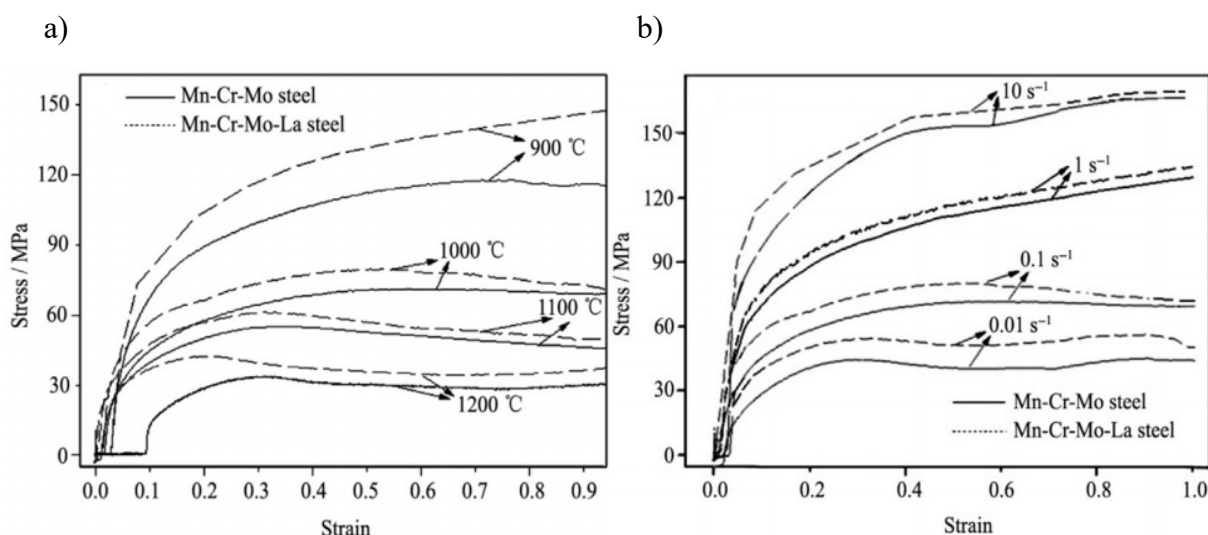
Do metalurgického charakteru kovu patří chemické složení a struktura materiálu. Nejmenší odpor při tváření klade pochopitelně materiál, kde je nejméně překážek. Z pohledu chemického složení jde o čisté kovy a z pohledu strukturního stavu o materiály s homogenní strukturou a s většími velikostmi zrna, protože disponují menším podílem plochy hranice zrn. U čistých kovů dojde automaticky i k rychlejšímu uzdravení mikrostruktury materiálu, avšak u hrubozrnné struktury je méně potencionálních nukleačních míst pro tvorbu rekrytalizačních zárodků. Zásadní vliv má i počet skluzových systémů. Čím více skluzových systémů, tím menší hodnoty přirozeného deformačního odporu. Feritické oceli, které mají KSC mřížku s 48 skluzovými systémy, dosahují tedy 4x až 5x nižších hodnot přirozeného deformačního odporu než oceli austenitické, které s KPC mřížkou mají skluzových systémů pouze 12. Kovy s KSC mřížkou mají ovšem za nižších teplot sklony ke křehkosti materiálu, naopak materiály s KPC mřížkou mají monotónní charakter tvařitelnosti v závislosti na teplotě. [2]

Chemické složení materiálu i strukturní stav spolu úzce souvisí. Z hlediska strukturního stavu materiálu se přirozený deformační odpor zvyšuje v následujícím pořadí: ferit → nelegovaný austenit → legovaný austenit → dvoufázová struktura → struktura obsahující heterogenní útvary (např. vměstky). S ohledem na tuhle skutečnost jsou naprosto zásadní legující a příměsové prvky, které mohou značně ovlivnit teploty fázových přeměn a strukturní stav materiálu. Dobré je proto znát feritotvorné a austenitotvorné prvky. Mezi feritotvorné se řadí například chrom, molybden, křemík, hliník, fosfor, titan a vanad a mezi austenitotvorné například uhlík, dusík, mangan a nikl. [1]

Přidáním vhodného množství mikrolegujících prvků, jako jsou například niob, vanad, titan, hliník nebo dusík, se zbrzdí uzdravovací procesy a dojde tedy ke zpevnění materiálu. Výsledkem je jemnozrnnější výsledná mikrostruktura. Díky nižší potřebné aktivační energii jsou účinné v tomto ohledu precipitáty, které se ve formě karbidů, nitridů nebo karbonitridů vylučují z přesyceného tuhého roztoku. Nejvhodnější pro tento jev je niob, kterého stačí pouze obsah 0,04 %. Titanu je například potřeba 0,1 až 0,15 % a i tak není tak efektivní při brždění rekrytalizace jako niob. Při větším obsahu těchto prvků se už účinek zásadně nemění. Precipitáty představují také jistou překážku při pohybu dislokací, a proto zvyšují hodnoty

přirozeného deformačního odporu. Jak bylo již uvedeno, nejúčinněji zpomaluje uzdravovací procesy niob, další neefektivnější prvky v tom ohledu jsou titan, hliník a dusík. [3]

Dolegování oceli kovy vzácných zemin se využívá hlavně pro rafinaci, modifikaci a zabránění růstu dendritů. Tento druh legur značně ovlivňuje obsah plynů v oceli. Při jedné čínské laboratorní studii se ale prokázalo, že první člen skupiny lanthanoidů a třetí člen skupiny kovů vzácných zemin, lanthan, může zpomalovat dynamickou rekrytalizaci, a tedy zvyšovat přirozený deformační odpor. Experiment byl proveden na vysokopevnostní bainitické oceli Mn-Cr-Mo, do které byl dolegován lanthan o obsahu 0,05 %. Proces tváření byl nasimulován na vzorcích dolegované i nedolegované oceli. Simulace proběhla v tepelně-mechanickém simulátoru Gleeble 1500D za různých termomechanických podmínek. Tvářecí teploty byly zvoleny v rozmezí 900 až 1200 °C a rychlosti deformace v rozmezí 0,01 až 10 s⁻¹. Výsledkem bylo, že lanthan zvýšil hodnoty přirozeného deformačního odporu o 10 až 30 MPa (obr. 4). [4]



Obr. 4 Vliv dolegování lanthanu na průběh napět'ových křivek [4]

a) při rychlosti deformace 0,1 s⁻¹

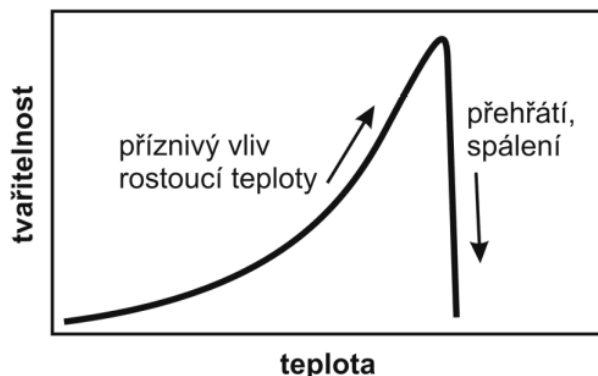
b) při teplotě deformace 1000 °C

b) Teplota deformace

Vlivem snižování teploty při tváření roste hodnota přirozeného deformačního odporu a snižuje se tvařitelnost materiálu, z toho důvodu se převážně u tvářecích procesů využívá tváření za tepla. Při větších teplotách materiál disponuje vyšší energií a je tedy zrychlen pohyb atomů i dislokací, a proto je zrychlena kinetika difúze i uzdravování. [1]

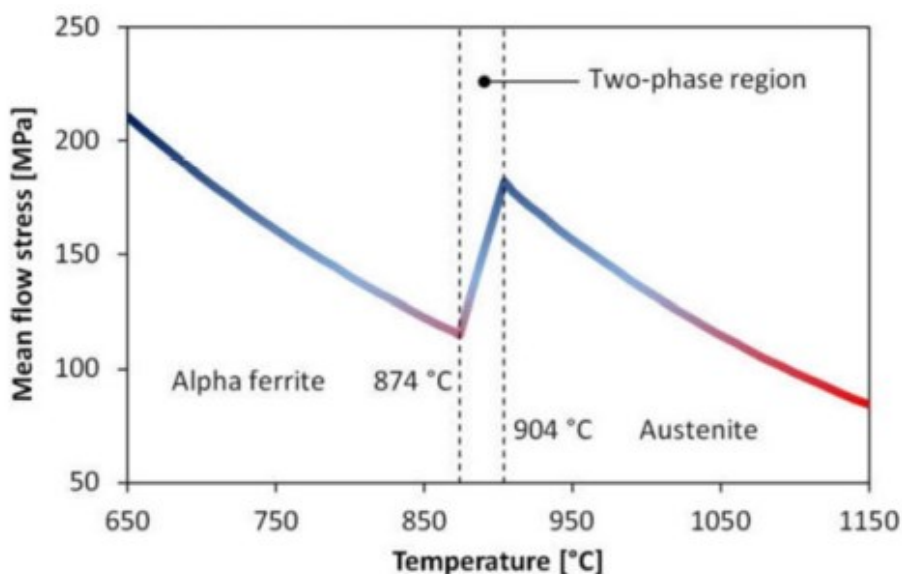
Zahřátí materiálu a velikost teploty deformace při tváření má ale své meze. Při dlouhodobém ohřevu kovu na horní tvářecí teplotu může dojít k tzv. přehřátí kovu, kdy dochází k enormnímu poklesu tvařitelnosti díky prudkému zhrubnutí austenitického zrna (obr. 5). Tento jev je typický

výskytem interkrystalického lomu, kdy se trhliny šíří po hranicích zrn. Díky hrubozrnné struktuře stačí trhlínám urazit daleko menší dráhu než u jemnozrnné struktury. Vyléčit materiál po přehřátí oceli bez ovlivnění hranice zrn lze normalizačním žíháním nebo postupným tvářením za tepla s nízkými deformacemi, kdy se opět podaří zjemnit zrno. Když se podaří přehřátím kovu ovlivnit i hranice zrn, znehodnocení oceli se stává trvalým. Viníkem tohoto nevratného defektu je síra, která se pod teplotou solidu rozpustí a následně difunduje na hranicích zrn zhrublého austenitu. Při naprostém přehřátí oceli může dojít i ke spálení oceli, kdy se nataví hranice zrn a při jakékoliv plastické deformaci se materiál roztříští na jednotlivá zrna. Plasticita takovéto oceli je rovna nule a zachránit se dá pouze přetavením.



Obr. 5 Vliv teploty deformace na tvařitelnost materiálu [2]

Monotónní růst přirozeného deformačního odporu při klesající teplotě je typický pouze v intervalu teplot jedné fáze, v rozmezí dvoufázové struktury přirozený deformační odpor díky fázovým přeměnám klesá se snižující se teplotou (obr. 6). [2]



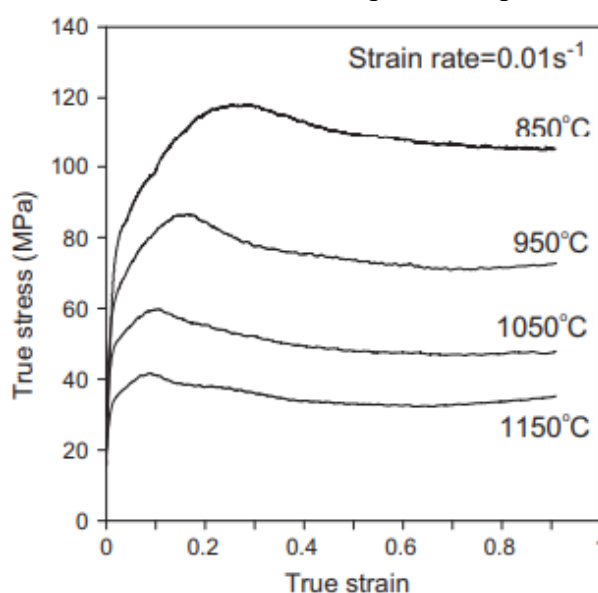
Obr. 6 Vliv fázového složení materiálu na závislost středního deformačního odporu na teplotě deformace Ti-IF oceli [5]

c) Velikost deformace

Velikost deformace je jedním z termomechanických činitelů procesu tváření a má tedy zásadní vliv na průběh napětí-ových křivek. Při experimentálních zkouškách probíhá proces

tváření spojitě, avšak v praxi se setkáváme většinou s postupným tváření pomocí opakování menších dílčích úběrů. Deformace může mít dvě složky, jednak základní, která je při každém úběru závislá na velikosti vnější tvářecí síly, a jednak zbytková deformace, která zůstane v tvářeném tělese z předchozího úběru vlivem neúplného uzdravení materiálu. V těchto případech je nutné stanovit tzv. kumulovanou deformaci, kdy se tyto dvě složky sečtou. [6]

Zvýšením teploty tváření se napěťový pík posune nejen k nižším hodnotám přirozeného deformačního odporu, ale i k nižším hodnotám deformace. Plyne z toho, že pro dosažení napěťového maxima při vyšších tvářecích teplotách je potřeba dosáhnout menší deformace materiálu než u teplot nižších (obr. 7). Stejnou akorát reciprokovou vlastnost má i deformační rychlost, při které při snížení klesá hodnota deformace nutné k dosažení napěťového píku. Od této skutečnosti se následně vyvíjí i velikost kritické deformace nutné k vyvolání dynamické rekrystalizace, která se logicky posouvá stejně jako velikost deformace odpovídající maximu přirozeného deformačního odporu v průběhu tvářecího procesu. Tato kritická deformace je rovna přibližně 80 % deformace, která odpovídá napěťovému píku. U mikrolegovaných ocelí se používá o něco nižší koeficient k přepočtu píkové deformace na kritickou pro začátek dynamické rekrystalizace. [1, 6]



Obr. 7 Vliv velikosti teploty deformace na velikost píkové deformace u oceli 42CrMo [7]

d) Deformační rychlost

Rychlost deformace se často plete s jinými rychlostmi, převážně s rychlostí nástroje nebo s rychlostí tvářeného polotovaru při válcování. Už podle jednotky, která je s^{-1} , je patrné, že závisí na čase. Přesně lze popsat okamžitou hodnotu deformační rychlosti jako derivaci deformace podle času. Pro výpočet střední rychlosti deformace se vydělí skutečná deformace časem. V praxi se při různých tvářecích procesech využívají odlišné deformační rychlosti (tab. 1). Vyšší hodnota deformační rychlosti má pozitivní vliv na tvařitelnost materiálu, avšak do určité mezní hodnoty, kdy tvařitelnost materiálu klesá. Vhodná deformační rychlost je pro každý materiál jiná. Při snížení deformační rychlosti se napěťový pík posouvá směrem k menším hodnotám deformace. Naopak při nárůstu dojde ke zkrácení doby deformace, a tím automaticky k omezení dynamického uzdravování a deformační precipitace, které závisí na

čase. Zvýšení deformační rychlosti se vyznačuje větším počtem mřížkových poruch, a proto dochází k větším hodnotám deformace a může nastat i nárůst deformačního tepla, na který si musí dát tvářec pozor, protože se prudce zvýší teploty tváření. [2]

Tab. 1 Porovnání deformačních rychlostí používaných v praxi [2]

Proces tváření	Tvářecí nástroj	Deformační rychlost [s^{-1}]
Kování a lisování	Hydraulický lis	0,03 až 0,06
	Buchar	10 až 500
Válcování	Předválcové tratě	1 až 10
	Válcovny tlustých plechů	5 až 25
	Těžké profilové tratě	5 až 15
	Drátové spojité tratě	150 až 800
	Pásové spojité tratě	25 až 400
Tváření výbuchem		řádově 10^3

Při tváření za vyšších teplot je vliv deformační rychlosti patrnější na průběhu přirozeného deformačního odporu. Důvodem je vzájemná interakce rychlosti deformace a rychlosti uzdravovacích procesů dynamického typu. Názorná ukázka je vyjádřena na obr. 8, kde je zobrazen graf závislosti hodnot přirozeného deformačního odporu a rychlosti deformace. Do grafu jsou vyneseny čtyři body pomocí logaritmických souřadnic, kdy body A_1 a A_2 odpovídají tváření za tepla a body B_1 a B_2 tváření za studena. U vyšší deformační rychlosti je patrné, že je vyšší než rychlost dynamické rekrytalizace u obou tvářecích teplot. Dynamické uzdravovací procesy jsou tedy zbrzděny u tváření za tepla i za studena a rozdíl hodnot deformačního odporu je ovlivněn pouze teplotou tváření. Při tváření deformační rychlosti $\dot{\epsilon}_1$ rychlost dynamické rekrytalizace při tváření za tepla překročí hodnotu rychlosti deformace, a proto dojde k uzdravení mikrostruktury materiálu a rozdíl přirozeného deformačního odporu při nižší deformační rychlosti je patrnější než u tváření za studena. [1]

kde: v_{rb} ... rychlost dynamické rekrytalizace při tváření za studena [s^{-1}]

v_{ra} ... rychlost dynamické rekrytalizace při tváření za tepla [s^{-1}]

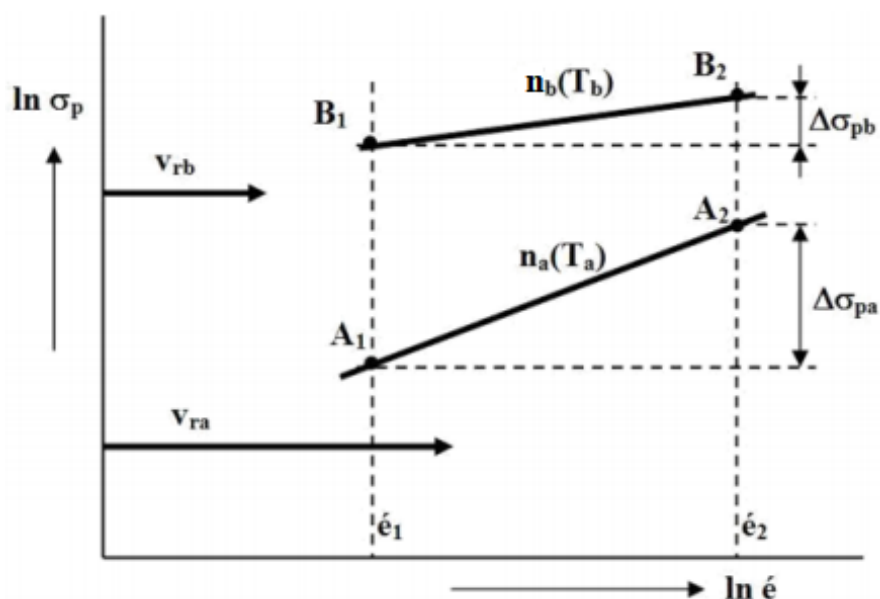
$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$... hodnoty deformační rychlosti [s^{-1}]

$n_b(T_b)$... exponent zpevnění při tváření za studena [-]

$n_a(T_a)$... exponent zpevnění při tváření za tepla [-]

$\Delta\sigma_{pb}$... rozdíl přirozeného deformačního odporu při tváření za studena [MPa]

$\Delta\sigma_{pa}$... rozdíl přirozeného deformačního odporu při tváření za tepla [MPa]



Obr. 8 Vliv teploty deformace na závislost přirozeného deformačního odporu na rychlosti deformace [1]

Navýšení deformační rychlosti vede i k potlačení precipitace. Ale význam je to v tomto případě opačný, protože děj precipitace navyšuje zpevnění materiálu. Největší účinek má velký počet jemných precipitátů. [1]

e) Deformační historie

Laboratorní zkoušky pro zjištění mechanických vlastností daných materiálů se provádí pomocí spojitých deformací až do dosažení lomu ve zkoušeném vzorku. V průběhu zkoušky se mění pouze hodnoty deformace, deformační rychlost a teplota zůstávají konstantní. [1]

V praxi procesy tváření většinou nebývají spojitě a pomocí malých dílčích úběrů se dosahuje požadovaného tvaru a mikrostruktury tvářeného polotovaru. Mezi prodlevami dochází k postdynamickému uzdravování materiálu a je tedy zásadní, jestli dojde k úplnému nebo neúplnému uzdravení mikrostruktury. Při neúplném uzdravení zůstává v materiálu zbytková deformace, která se projeví při následném úběru. Proto se musí při každém úběru počítat s kumulovanou deformací, která se skládá právě ze zbytkové deformace z předchozího úběru a z deformace projevené v daném úběru díky vnějším tvářecím silám. Chceme-li vyvolat dynamickou rekrytalizaci, máme tedy dvě možnosti. Buďto pomocí velké deformace během jednoho úběru nebo postupně nakumulovat deformaci ve více úběrech. Stačí stanovit malé pauzy mezi úběry, aby se materiál nestihl plnohodnotně uzdravit. Důležitou roli hraje

samozřejmě i teplota a rychlost deformace. Úplná rekrytalizace je výhodnější vzhledem k zabránění šíření mikrotrhlin po hranicích zrn. Pauza mezi úběry ale nesmí být moc velká, aby nedošlo k následnému zhrubnutí zrna před dalším úběrem. [2, 6]

1.2.3 Matematické modely pro popis napět'ových křivek

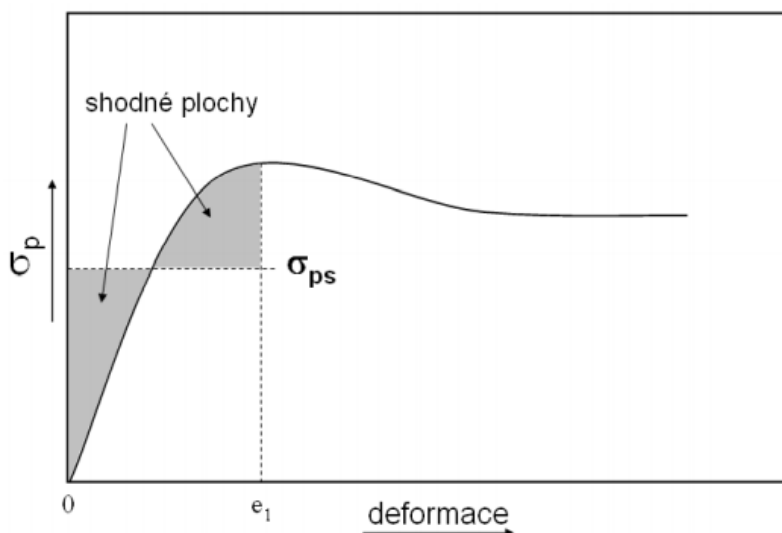
Pro začátek je vhodné si vysvětlit pojem střední přirozený deformační odpor, který se běžně používá. Jedná se o vnitřní pnutí materiálu během celého úběru při tvářecím procesu. [2]

$$\sigma_{ps} = \frac{1}{e_1} \cdot \int_0^{e_1} \sigma_p(e) de \quad (2)$$

kde: σ_{ps} ... střední přirozený deformační odpor [MPa]

e_1 ... hodnota deformace při daném úběru [-]

Jde o integraci křivky průběhu přirozeného deformačního odporu v závislosti na skutečné deformaci. Výsledkem je plocha, která se podělí hodnotou deformace při daném úběru. Pro zjednodušení v praxi je nutné vědět, že plocha pod napět'ovou křivkou je rovna ploše obdélníku, kdy jedna strana se rovná průměrné hodnotě přirozeného deformačního odporu při daném úběru a druhá strana odpovídá velikosti vzniklé deformace při úběru. Plocha obdélníku se pak pouze vydělí hodnotou deformace e_1 , a tím získáme střední přirozený deformační odpor (obr. 9). [2]



Obr. 9 Stanovení středního přirozeného deformačního odporu [2]

Fyzikálně lze přirozený deformační odpor definovat jako kumulovaný vliv všech hlavních napětí a je tedy roven intenzitě napětí materiálu. [1]

$$\sigma_p = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]} \quad (3)$$

kde: $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$... hodnoty hlavních napětí [MPa]

O korektní matematické modely, které popisují napěťové křivky se v minulosti pokusila spousta vědců. Pro tváření za studena jsou především známé aproximace dle Hollomona (4), Ludwika (5), Swifta (6) a Reissnera (7), avšak zohledňují pouze jeden termomechanický parametr, kterým je deformace materiálu. Následné odchylky spočívají ve skutečnosti, že v praxi nikdy nevycházíme přesně z nulového bodu napětí ani z nulového bodu deformace. [8]

$$\sigma_p = k \cdot e^n \quad (4)$$

$$\sigma_p = \sigma_y + k \cdot e^n \quad (5)$$

$$\sigma_p = k \cdot (e + B)^n \quad (6)$$

$$\sigma_p = k \cdot (e + B)^n - C \quad (7)$$

kde: k, B, C ... materiálové konstanty

σ_y ... mez kluzu [MPa]

e ... skutečná deformace [-]

n ... exponent zpevnění [-]

O dost komplikovanější je však průběh napěťových křivek při tváření za tepla, kde, jak už víme, dochází nejen ke zpevňování, ale i k uzdravování materiálu. K predikci přirozeného deformačního odporu materiálu je možný dvojí přístup. Jednak pomocí termomechanických parametrů ovlivňujících transformační podmínky (teplota deformace, deformační rychlost a velikost deformace), nebo užitím výpočtu aktivační energie.

Základ pro stanovení přirozeného deformačního odporu pomocí termomechanických činitelů stanovili vědci Zjuzin, Hajduk a Elfmark, kteří zohlednili do rovnice všechny tři zásadní parametry z pohledu termomechaniky. K výslednému vztahu došli pomocí experimentálního měření. Nejedná se však o univerzální model, protože je zde zohledněn pouze proces zpevňování. Při dosažení napěťového maxima tedy vzorec nepočítá s poklesem přirozeného deformačního odporu ani s ustáleným plastickým tokem materiálu. Zjuzinova rovnice pro výpočet přirozeného deformačního odporu materiálu je vhodná pouze pro austenitické oceli při tvářecích teplotách, rychlosti deformace 1,5 až 100 s⁻¹ a skutečné deformaci menší než 0,5. Pro vyšší stupně deformací je analýza značně nepřesná. [9]

$$\sigma_p = \sigma_{p0} \cdot k_T \cdot k_e \cdot k_{\dot{e}} \quad (8)$$

kde: σ_{p0} ... střední přirozený deformační odpor při deformační rychlosti

10 s⁻¹, teplotě 1000 °C a velikosti deformace 0,1 [MPa]

k_T ... součinitel vlivu teploty deformace

k_e ... součinitel vlivu velikosti skutečné deformace

$k_{\dot{e}}$... součinitel vlivu deformační rychlosti

Jednotlivé součinitele termomechanických parametrů jsou vyjádřeny následovně:

$$k_T = A_1 \cdot \exp(-m_1 \cdot T) \quad (9)$$

$$k_e = A_2 \cdot e^{m_2} \quad (10)$$

$$k_{\dot{\epsilon}} = A_3 \cdot \dot{\epsilon}^{m_3} \quad (11)$$

kde: $A_1, A_2, A_3, m_1, m_2, m_3$... materiálové konstanty

T ... teplota deformace [°C]

$\dot{\epsilon}$... deformační rychlost [s⁻¹]

Všechny tři termomechanické parametry zohledňuje také Johnson-Cook model, do kterého jsou přidány i referenční hodnoty deformační rychlosti a teploty deformace vedoucí k určité mezi kluzu materiálu, jejíž hodnota je také obsažena ve výpočetním vztahu. Tyto hodnoty byly získány pomocí experimentálního měření. [10, 11, 12, 13]

$$\sigma_p = (\sigma_y + B \cdot e^n) \cdot (1 + C \cdot \ln \dot{\epsilon}^*) \cdot (1 - T^{*m}) \quad (12)$$

kde: σ_y ... mez kluzu za referenčních podmínek [MPa]

$\dot{\epsilon}^*$... bezrozměrná deformační rychlost [-]

T^* ... homologická teplota [-]

m ... materiálová konstanta

Detailněji pak materiálová konstanta B zohledňuje deformační zpevnění, n představuje exponent zpevnění, C souvisí s citlivostí procesu na rychlost deformace a m popisuje teplotní změkčení materiálu. Bezrozměrné podíly deformačních rychlostí a teplot deformace pak mají následný tvar. [13]

$$\dot{\epsilon}^* = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_{ref}} \quad (13)$$

$$T^* = \frac{T - T_{ref}}{T_m - T_{ref}} \quad (14)$$

kde: $\dot{\epsilon}_{ref}$... referenční deformační rychlost [s⁻¹]

T_{ref} ... referenční teplota deformace [°C]

T_m ... teplota tavení materiálu [°C]

Aby byl v modelu zohledněn proces zpevňování materiálu i uzdravovací procesy, musí model obsahovat jak mocninný, tak exponenciální člen. Mocninný člen představuje zpevnění a exponenciální člen naopak průběh dynamického uzdravování materiálu. Postupem času byly modely predikce přirozeného deformačního odporu zdokonalovány a prošly prudkým vývojem. Například bylo vypořádováno, jestliže mikrostruktura daného materiálu není ovlivněna fázovými přeměnami, ale precipitací a hrubnutím zrna, vede k přesnějšímu výsledku užití dvou teplotních členů. A to jednoho mocninného a jednoho exponenciálního. Ke zpřesnění a využití k několikanásobně většímu počtu materiálů v ohledu deformačních členů vede opět kombinace

mocninné a exponenciální funkce, avšak nejlépe ještě s teplotní závislostí. U posledního termomechanického parametru, kterým je rychlost deformace, vědci vyzkoumali nejpodobnější hodnoty naměřených a vypočtených hodnot přirozených deformačních odporů materiálu při kombinaci dvou mocninných členů, když v jednom je zohledněna opět teplota deformace. Všechny tyto podmínky a vypočítávané zkušenosti zahrnuje Hensel-Spittelův model. [9, 14]

$$\sigma_p = K_1 \cdot e^n \cdot \exp\left(\frac{K_2}{e}\right) \cdot (1 + e)^{K_3 \cdot T} \cdot \exp(K_4 \cdot e) \cdot \exp(P \cdot T) \cdot T^p \cdot \dot{\epsilon}^{M_1} \cdot \dot{\epsilon}^{M_2 \cdot T} \quad (15)$$

kde: $K_1, K_2, K_3, K_4, P, p, M_1, M_2 \dots$ materiálové konstanty

Tento rozsáhlý model je možno využít prakticky na celý rozsah stupně deformace během úběru. Protože rovnice neobsahuje žádnou ze souřadnic napěťové křivky (obr. 2), nelze zde zohlednit průběh dynamické rekrytalizace. Materiálové konstanty platí pro všechny kombinace deformačních rychlostí a teplot deformace. [9, 14]

Při druhé variantě pro stanovení přirozeného deformačního odporu se využívá výpočet pomocí aktivační energie. Aktivační energie je materiálová konstanta a závisí tedy na chemickém složení tvářeného materiálu a na jeho mikrostruktuře. O první analýzu, kde je snaha zahrnout dynamické zotavení využitím aktivační energie, se pokusil americký vědec Sellars. Analýzu provedl pouze pro materiály s feritickou strukturou a pouze pro tvářecí teploty od 500 °C po 800 °C. Jeho výsledná rovnice byla vytvořena z postupných matematických úprav dvou základních členů. Jedná se o člen zpevňovací (16) a člen uzdravovací (17). Základem této analýzy je vyjádřit u obou členů přírůstek napětí $d\sigma$ a následně je od sebe odečíst. Opět následuje řada náročných matematických operací až po dosažení výsledného tvaru rovnice dle Sellarse. [8]

$$\sigma_p = k \cdot e^n \quad (16)$$

$$\frac{d\sigma}{dt} = A \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \cdot \sigma_p^m \quad (17)$$

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \cdot \sigma_{ss}^k \quad (18)$$

kde: $A \dots$ materiálová konstanta

$Q \dots$ aktivační energie [J.mol⁻¹]

$R \dots$ molární plynová konstanta (8,314) [J.K⁻¹.mol⁻¹]

$\sigma_{ss} \dots$ napětí ustáleného plastického toku [MPa]

Mezi naměřenými hodnotami a hodnotami vypočtenými touto analýzou vznikaly jisté odchylky, proto se v průběhu dalších let vědci pokoušeli tuto analýzu vylepšit. Upravit rovnici do dnešní podoby se podařilo trojici Sellars, Tegart a Garofalo, kteří do ní zakomponovali i sinus hyperbolický vztah. [8]

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_{ss})]^n \quad (19)$$

kde: α ... materiálová konstanta

Pomocí experimentálního měření a lineárních regresí postupně stanovíme hodnotu aktivační energie a dalších konstant. Vhodné je i vypočtení Zener-Hollomonova parametru, který je definován jako teplotně kompenzovaná rychlost deformace a využívá se pro určení průběhu křivek napětí-deformace. [2, 9]

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (20)$$

kde: Z ... Zener-Hollomonův parametr [s^{-1}]

Z praxe se zjistilo, že Sellarsova, Tegartova a Garofalova analýza lze využít i u jiných hodnot přirozených deformačních odporů než jen u ustáleného plastického toku materiálu. Důležité je vyjádření napětí ustáleného plastického toku, které je u dynamického zotavení rovno maximálnímu napětí. [8, 9]

$$\sigma_{max} = \frac{1}{\alpha} \cdot \operatorname{arcsinh} \sqrt[n]{\frac{Z}{A}} \quad (21)$$

kde: σ_{max} ... hodnota napětíového píku [MPa]

Další důležitý vzorec je pro výpočet velikosti deformace pro dosažení napětíového píku. [15]

$$e_p = U \cdot Z^W \quad (22)$$

kde: e_p ... deformace potřebná k dosažení napětíového píku [-]

Obě tyto souřadnice napětíové křivky jsou potom funkcí aktivační energie v matematických modelech. Původně byla tato analýza provedena pro průběh dynamického zotavení, ale dnes se používá i pro proces dynamické rekrytalizace. Existuje několik matematických modelů, které se touto analýzou inspirovaly, avšak některé lze použít jen do určitého stupně deformace. Modely se vesměs dělí do tří skupin, a to na modely pro určení přirozeného deformačního odporu pro proces zpevňování (od 0 do e_p), na modely pro stanovení průběhu napětíové křivky pro uzdravovací procesy (nad e_p) a na průběh v celém deformačním rozsahu. [8]

$$\sigma_p = \sigma_{max} \cdot \left[\frac{e}{e_p} \cdot \exp\left(1 - \frac{e}{e_p}\right) \right]^n \quad (23)$$

$$\sigma_p = \sigma_{ss} + (\sigma_{max} - \sigma_{ss}) \cdot \exp\left[-k \cdot \left(\frac{e - e_p}{e_p}\right)^n\right] \quad (24)$$

$$\sigma_p = K \cdot e^n \cdot \exp\left(-n \cdot \frac{e}{e_p}\right) \cdot \dot{\epsilon}^{\left(M_1 - \frac{M_2}{T}\right)} \cdot \exp(-P \cdot T) \quad (25)$$

Autory prvního modelu jsou Cingara a McQueen. Model je nejvhodnější pro predikci přirozeného deformačního odporu v oblasti okolo napětíového píku. O druhý model se pokusila čtveřice významných vědců, kterými jsou Johnson, Mehl, Avrami a Kolmogorov. Jejich model

naopak zohledňuje uzdravovací procesy a aplikuje se tak při hodnotách deformací nad e_p . Pro určení napětí ustáleného plastického toku se používá materiálová konstanta. [15, 16, 17]

$$\sigma_{ss} = L \cdot \sigma_{max} \quad (26)$$

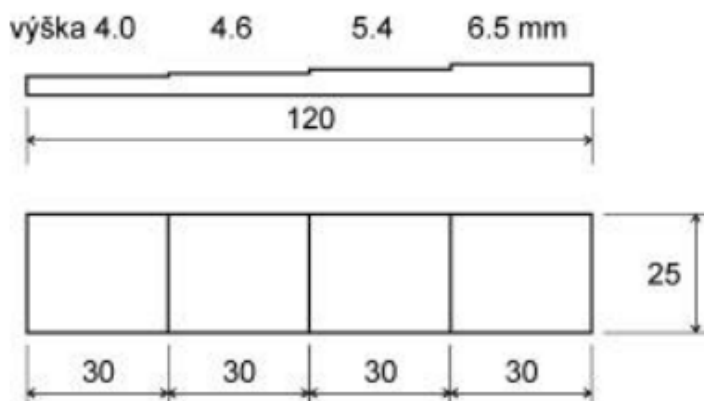
kde: L ... materiálová konstanta

Poslední vztah se povedl stanovit trojici odborníků z Technické univerzity v Ostravě. Predikce přirozeného deformačního odporu pomocí tohoto modelu je možná od nulových deformací až po deformace tzv. inflexního bodu. Tento inflexní bod se nachází mezi linií napětového píku a začátku ustáleného plastického toku. [15]

Matematických modelů existuje celá řada a stále se tato problematika vyvíjí. Rozhodující je také druh materiálu. Zásada je, že se pomocí matematických modelů počítají hodnoty přirozených deformačních odporů jen pro jednotný strukturní stav, protože fázové transformace značně ovlivňují průběh napětových křivek. Teoreticky lze říct, že při stejných termomechanických podmínkách vykazuje austenit větší hodnoty přirozeného deformačního odporu než ferit (obr. 10). [2]

1.2.4 Průběhy napětových křivek pro různé materiály

Jak již bylo zmíněno výše, u velikosti přirozeného deformačního odporu záleží na chemickém složení a mikrostrukturním stavu materiálu. Zjištěním vlivu množství základních a mikrolegujících prvků v oceli na průběh napětové křivky se již v minulosti zabývalo řada studií. Jednu z nich provedli čeští vědci, kteří na výzkum využili matematický model uvedený v rovnici 25. Ploché odstupňované vzorky (obr. 10) byly tvářeny na laboratorní válcovací stolici a ohřáty v elektrické odporové peci. Po vypočtení všech důležitých hodnot byl vytvořen matematický model pro každou zkoumanou ocel.



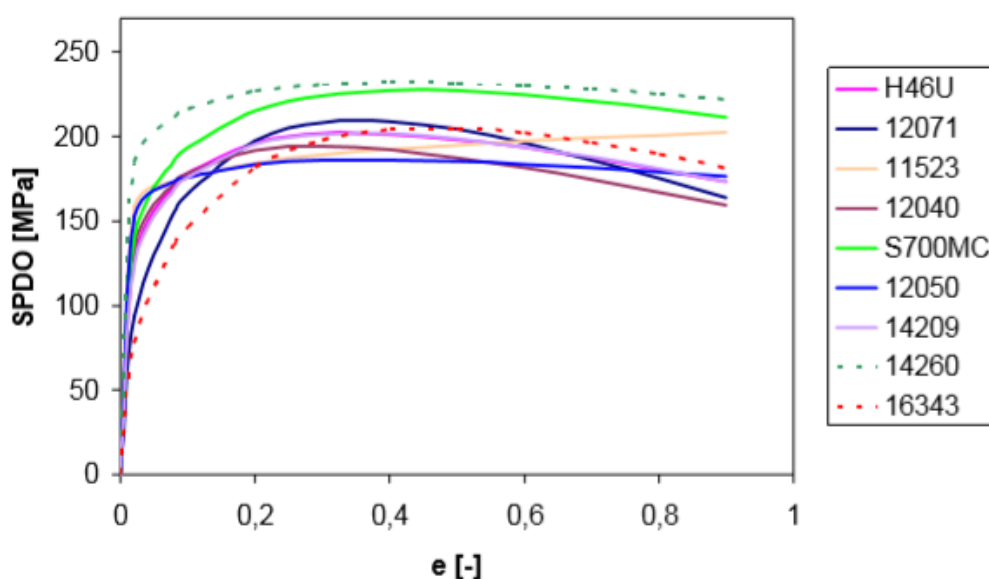
Obr. 10 Rozměry plochých odstupňovaných vzorků [18]

Chemické složení všech ocelí je znázorněno v tabulce 2. Značení ocelí je dle ČSN 41 4260 a hmotnostní procenta jsou zaokrouhlena na dvě desetinná místa.

Tab. 2 Chemické složení zkoumaných ocelí v hmotnostních procentech [18]

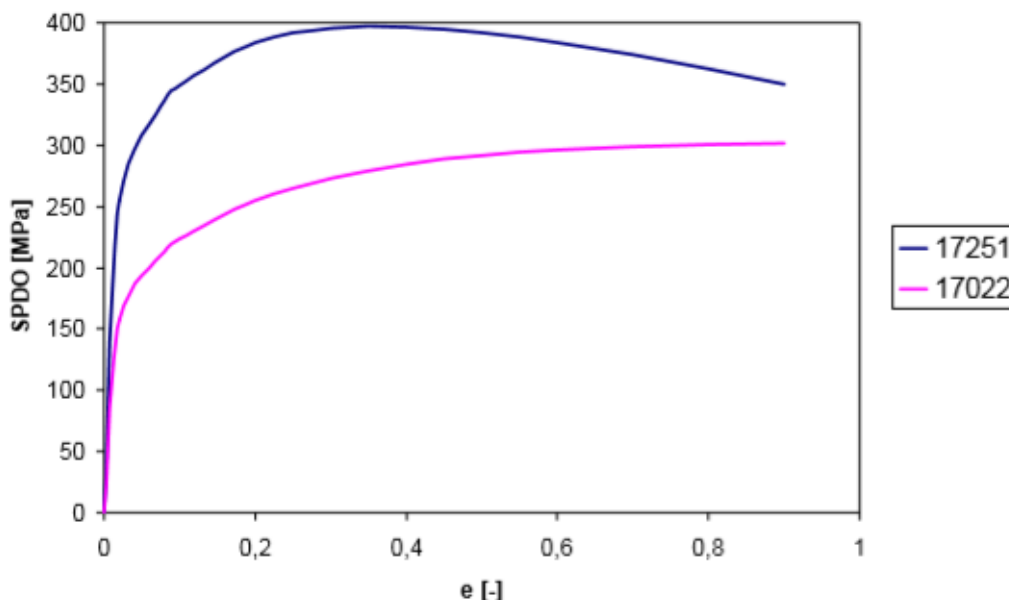
Ocel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Ti	Nb
14209	0,97	1,13	0,61	0,02	0,01	1,51	0,03	0,01	0,01	0,03	0,03	0,01	0
11375	0,04	0,22	0,02	0,01	0,01	0,08	0,08	0	0	0,17	0,07	0	0
12071	0,69	0,64	0,3	0,01	0,01	0,06	0,03	0	0	0,09	0,04	0	0
14260	0,57	0,59	1,45	0,01	0,01	0,56	0,01	0,02	0,01	0,02	0,02	0	0,01
S700MC	0,11	1,83	0,52	0,02	0,01	0,09	0,02	0,01	0,15	0	0,04	0,01	0,03
12040	0,36	0,63	0,21	0,01	0,02	0,05	0,02	0	0	0,09	0,01	0	0
12050	0,46	0,58	0,24	0,01	0,01	0,04	0,02	0	0	0,06	0,02	0	0
11523	0,16	1,28	0,2	0,02	0,01	0,06	0,02	0	0	0,08	0,03	0	0,04
H46U	0,18	0,91	0,46	0,02	0,02	0,08	0,04	0	0	0,12	0,02	0,04	0
17022	0,21	0,51	0,43	0,03	0,01	12,1	0,25	0,08	0,03	0	0	0	0
17251	0,12	0,8	1,75	0,03	0,01	20	12,1	0,37	0,05	0,25	0,04	0,01	0,01

Poněkud odlišné jsou oceli třídy 17, které obsahují větší množství legur, především chrómu, který je feritotvorný, a proto značně ovlivňuje i teploty fázových přeměn. Díky většímu obsahu mikrolegujících prvků je znatelný na začátku deformování materiálu daleko vyšší nárůst středního přirozeného deformačního odporu (obr. 12) než u ostatních zkoumaných ocelí (obr. 11), a proto dosahuje vyšších hodnot.



Obr. 11 Průběh napěťových křivek zkoumaných ocelí při teplotě tváření 1000 °C a rychlosti deformace 100 s⁻¹ [18]

Na prvním grafu jsou napěťové křivky ocelí, které nemají významný podíl mikrolegujících prvků, a proto není vynaložené nijak zvlášť vysoké vnitřní pnutí při tváření na válcovací stolici. Nejvyšších hodnot středního přirozeného deformačního odporu dosahuje ocel 14260, která má nejvyšší obsah křemíku. Je-li křemík obsažen v oceli nad 1 %, tak obecně po rozpuštění v austenitu snižuje tvařitelnost materiálu. Průběhy křivek jsou si dost podobné, a to lze přisoudit velmi blízkým hodnotám uhlíkového ekvivalentu všech ocelí (kromě oceli 14209).



Obr. 12 Průběh napěťových křivek ocelí třídy 17 při teplotě tváření 1000 °C a rychlosti deformace 100 s⁻¹ [18]

U druhého grafu je jasně vidět vyšší nárůst vnitřního napětí. Mikrolegující prvky také značně zbrzdí uzdravovací procesy, a proto u oceli 17022 není při daných podmínkách tváření ani dosaženo napěťového píku a projevuje se pouze proces zpevňování materiálu. Obecně se při této studii vypočítané hodnoty středního přirozeného deformačního odporu liší od skutečných o 10 až 15 %. Danou odchylku lze přisoudit mírně odlišným hodnotám teploty tváření, rychlosti deformace a stupně deformace. [18]

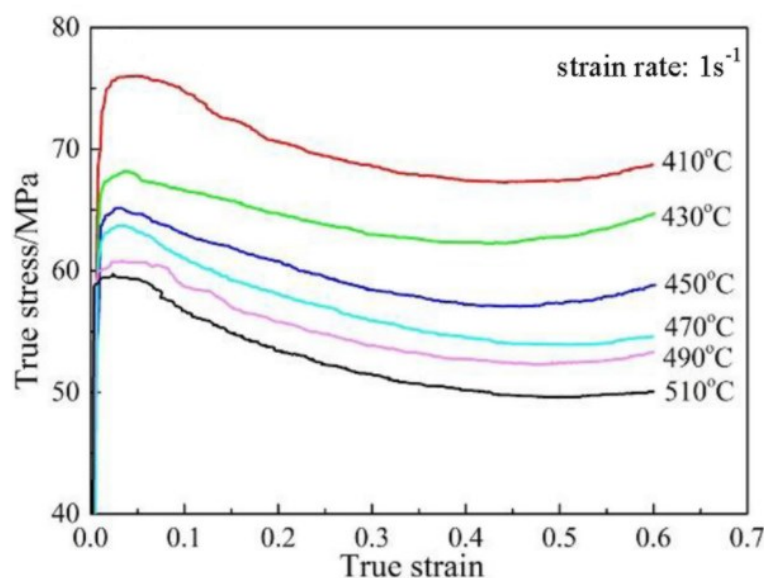
Ocel není jediným materiálem, který se využívá při tvářecích procesech. Velmi populární v dnešní době jsou například slitiny hliníku, které jsou hojně využívány v automobilovém a leteckém průmyslu. Velké výhody mají slitiny hliníku v nízké hmotnosti a vysoké pevnosti. Při větším obsahu hořčíku ve slitině se znatelně zvýší odolnost proti korozi a lze tyto slitiny využít v potravinářském, chemickém, ale i lodním průmyslu. Hliník má obecně daleko nižší teplotu tání než železo, a proto v něm probíhá rekrytalizace za stejných termomechanických podmínek při nižších teplotách. Teplota rekrytalizace je rovna 40 % hodnoty teploty tání, lze tedy teplotu rekrytalizace čistého hliníku určit přibližně jako 100 °C. [2]

Při jedné studii byl zkoumán průběh přirozeného deformačního odporu u moderní slitiny hliníku 6A02, která má kromě hliníku následující chemické složení.

Tab. 3 Chemické složení slitiny hliníku 6A02 v hmotnostních procentech [19]

Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Ni	Ti	Zn
0,62	0,73	< 0,05	< 0,05	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01

Hodnoty přirozeného deformačního odporu byly experimentálně určeny z plastometrických zkoušek. Vzorky byly deformovány při tvářecích teplotách 410 až 510 °C a při rychlostech deformace 0,001 s⁻¹, 0,01 s⁻¹, 0,1 s⁻¹ a 1 s⁻¹. Na napět'ových křivkách je jasně viditelný průběh uzdravovacích procesů i při těchto nižších teplotách a je tedy potvrzeno předešlé tvrzení (obr. 13). [19]



Obr. 13 Průběh napět'ových křivek hliníkové slitiny 6A02 [19]

1.3 Dynamický materiálový model

Pro simulaci dynamických metalurgických procesů při tváření za tepla byl vyvinut tzv. dynamický materiálový model. Základem je myšlenka, že tvářený polotovár je brán jako nelineární disipátor energie. Cílem je zjistit vhodnou kombinaci termomechanických podmínek pro daný materiál.

Celková okamžitá disipace energie deformovaného polotovaru se skládá ze součtu dvou složek. Jednou je složka spojovaná s disipací energie související s plastickou deformací a druhou disipace energie vynaložené díky probíhajícím metalurgickým procesům uvnitř materiálu. Zásadní pro vyjádření vztahu těchto dvou složek je konstanta vztažená k citlivosti na rychlost deformace. [19]

$$C = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (27)$$

kde: J ... disipovaná energie v důsledku metalurgických procesů [J]

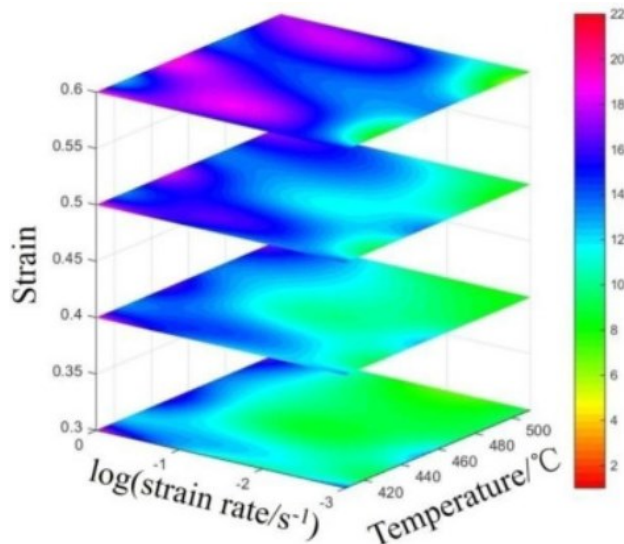
G ... disipovaná energie v důsledku plastické deformace [J]

Maximální ideální hodnota složky J (polovina celkové okamžité disipační energie) je v případě, kdy konstanta C je rovna 1 a naopak k žádným metalurgickým procesům uvnitř daného materiálu nedochází při nulové hodnotě konstanty vztahující se k citlivosti na rychlost deformace. [20]

1.3.1 Procesní mapy

Konečné informace zjištěné pomocí dynamického materiálového modelu se graficky znázorňují do tzv. procesních map. Jde v podstatě o vložení dvou map do sebe. Tyto mapy jsou disipační a mapy metalurgické nestability.

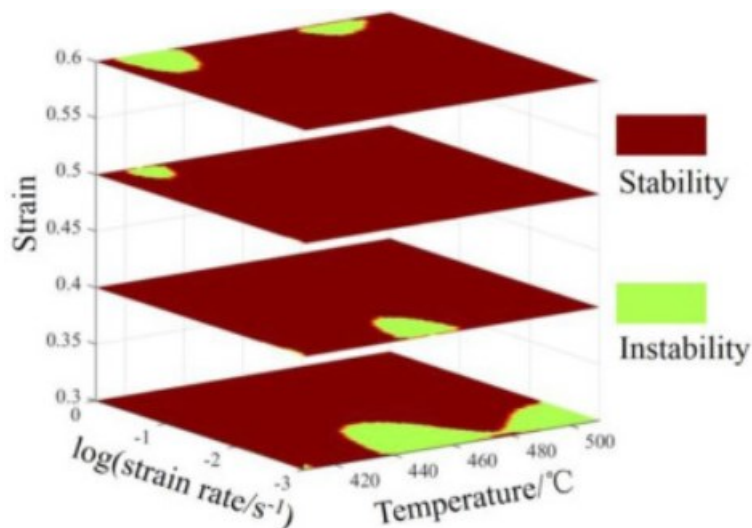
Disipační mapy vyjadřují efektivnost neboli účinnost disipace energie a umožňují nám se zorientovat v mikrostruktuře materiálu v širokém rozsahu deformačních rychlostí a tvářecích teplot. Tento bezrozměrný součinitel se stanovuje jako poměr reálné složky J okamžité disipace energie ku ideální složce J a vyjadřuje se v procentech. Do disipačních map se účinnost vynáší buď pomocí vrstevnic, nebo například barevně (obr. 14). [20]



Obr. 14 Disipační mapa hliníkové slitiny 6A02 [19]

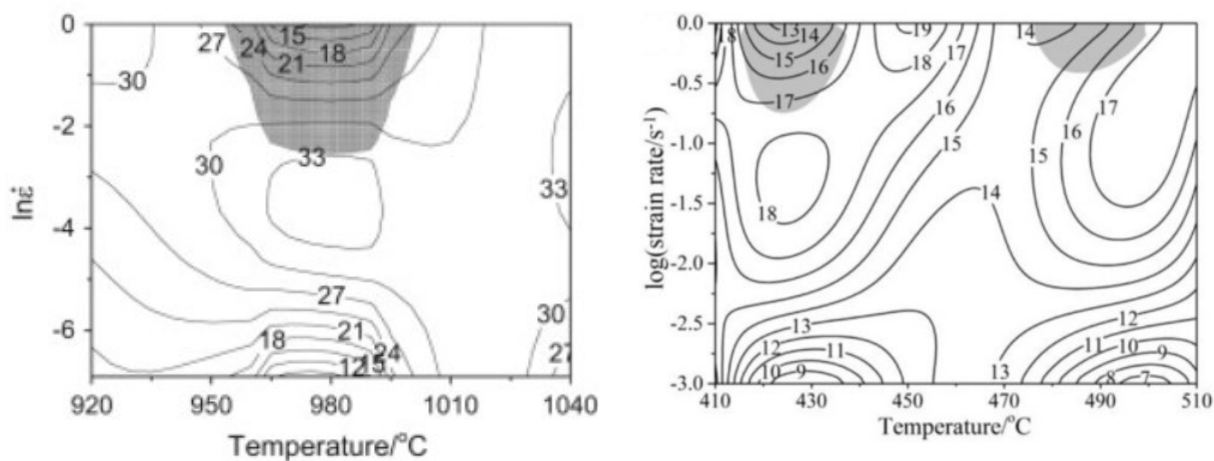
Obecně lze říci, že při vyšších procentuálních hodnotách účinnosti disipace energie je mikrostruktura materiálu více uzdravená. Nad 30 % můžeme mluvit o průběhu dynamické rekystalizace a nad 60 % účinnosti už se jedná o superplastické chování tvářeného materiálu.

Druhým zásadním parametrem procesních map je metalurgická nestabilita, která určuje oblasti, kde může dojít například k porušení materiálu. Čím menší jsou hodnoty tohoto parametru, tím více je daná oblast materiálu nestabilní. V mapě metalurgické nestability jsou tyto zóny opět rozlišeny barevně (obr. 15). [19]



Obr. 15 Mapa metalurgické nestability hliníkové slitiny 6A02 [19]

Jak bylo již uvedeno, pro vytvoření procesní mapy stačí tyto předchozí mapy vložit do sebe (obr. 16). Z takových map pak lze vyčíst vhodné kombinace termomechanických parametrů pro daný materiál.



Obr. 16 Procesní mapy pro stupeň deformace 0,6

a) superslitina niklu [20]

b) hliníková slitina 6A02 [19]

1.4 Plastometrické zkoušky

V dnešní době si zákazníci stanovují stále vyšší nároky na mechanické vlastnosti materiálu, což souvisí s jeho kvalitou. Pro zjištění deformačního chování odlišných jakostí se provádí různé experimentální zkoušky, ať už se jedná o plastometrické nebo technologické. Mezi plastometrické zkoušky patří tahová, krutová a tlaková zkouška a mezi technologické například klínová válcovací zkouška nebo rázová zkouška v ohybu. Velice účelné pro stanovení přirozených deformačních odporů je válcování stupňovitých vzorků, které se provádí na laboratorních válcovacích tratích.

Obecně je vývoj založen na simulacích tvářecích procesů, které mohou být fyzikální nebo matematické. Tyto simulace vedou k optimalizaci stávajících technologií nebo k zavedení nových moderních technologií. Matematické simulace tvářecích procesů se zakládají na metodě konečných prvků, naopak fyzikální se praktikují na reálných vzorcích, což je značnou výhodou oproti matematickému modelování. K fyzikálním simulacím je možno využít laboratorní stroje, jako jsou například válcovací tratě a radiální kovací lisy nebo plastometry.

Plastometry jsou tepelně mechanické přístroje, které se využívají k realizaci plastometrických zkoušek za účelem například stanovení plastických vlastností, deformačního chování a strukturotvorných procesů materiálu. Je možno je využít k simulaci reálných tvářecích procesů. Při aplikaci je nutno při konstantní rychlosti deformace definovat teplotní režim a stupeň deformace. Nevýhodou plastometrů je použití pouze vzorků menších rozměrů a následné omezení analýz mechanických vlastností. Velkou výhodou je ale široká škála nastavitelných experimentálních podmínek, což souvisí s jejich univerzálností. K tahovým a tlakovým zkouškám se nejvíce využívá plastometr Gleeble, ke krutovým Setaram a ke zkoušce, která je založena na střídání tahu a tlaku je nejvhodnější plastometr MTS 810. [2]

1.4.1 Tahová zkouška

Jedná se o velmi jednoduchou zkoušku, která je založena na tahové napjatosti. Z počátku zkoušení se ve vzorku vyskytuje jednoosá tahová napjatost a po nerovnoměrné deformaci uprostřed vzorku vznikne tzv. krček s velmi komplikovaným stavem napjatosti (obr. 17). Zkouška se převážně provádí až do dosažení lomu materiálu v oblasti krčku. Důležitá je především absence vnějšího tření ve zkoumané oblasti experimentálního vzorku, který bývá zpravidla ve tvaru válce.

Zkouška tahem díky nerovnoměrné deformaci, a tím i nerovnoměrné deformační rychlosti, není příliš vhodná pro simulaci tvářecích procesů. Pomocí hodnot zjištěných z tahové zkoušky lze vypočítat tažnost, kontrakci (zúžení), smluvní a skutečné napětí. Zásadními výstupy

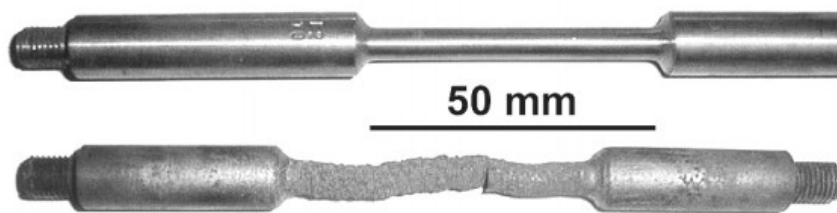
z tahové zkoušky jsou změna délky vzorku, změna průřezu vzorku ve zkoumané oblasti a zatěžující síla. [2]



Obr. 17 Vzorek tahové zkoušky po vzniku krčku [2]

1.4.2 Krutová zkouška

Další účelnou a tradiční zkouškou pro zjištění deformačního chování materiálu je zkouška krutem. Vzorek je opět válcovitý a uprostřed je zúžené místo, které je při zkoušení krouceno kolem podélné osy. Běžně se využívají válce o průměru 6 mm a délce 50 mm. Rozměry kroucené části zůstávají v podstatě stejné (obr. 18). Zkouška je nejčastěji realizována spojitě do dosažení lomu zkoušeného tělesa. Oba konce vzorku jsou ukotveny v čelistech, kdy jedna čelist je pevná a jedna otočná.



Obr. 18 Vzorek krutové zkoušky před a po zkoušce [2]

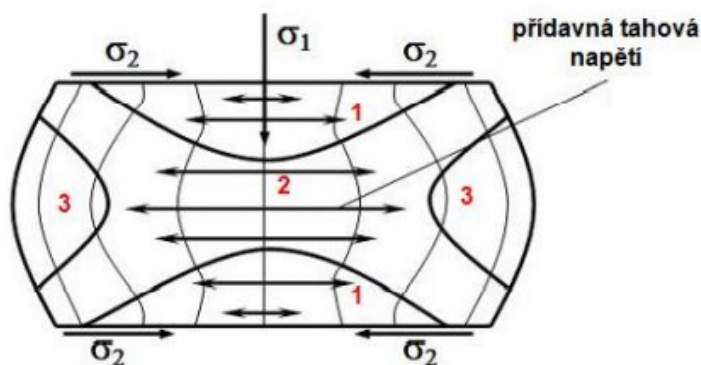
Hlavním plusem této zkoušky je aplikace vysokých stupňů deformace bez výskytu vnějšího tření a možnost využití k simulaci reálných tvářecích procesů pomocí přerušované deformace. Naopak nevýhody jsou omezení deformační rychlosti do přibližně 10 s^{-1} a nerovnoměrnost deformace v průřezu vzorku, kdy na povrchu je maximální stupeň deformace a ve středu průřezu naopak skoro nulový. Zmíněná nerovnoměrnost deformace není vhodná pro následnou studii mikrostruktury materiálu.

Vhodná je zkouška krutem pro zjištění přirozeného deformačního odporu daného materiálu, kdy je ohřev vzorku v plastometru proveden buď indukčně nebo elektrickým odporovým ohřevem. Ochrana proti zokoujení vzorku je zabezpečena křemennou trubicí. Hlavními výstupy krutové zkoušky je krouticí moment, který se určuje z konce ukotveného v pevné čelisti, a počet otáček. Díky těmto hodnotám lze následně aplikovat další výpočty, jako jsou například stanovení exponentu zpevnění nebo konstanty vztahující se k citlivosti na rychlost deformace. Pomocí této konstanty lze pak již jednoduše graficky znázornit procesní mapu daného materiálu

a zjistit tedy vhodné kombinace termomechanických parametrů pro co nejideálnější průběh reálných tvářecích procesů a výsledný výkovek či vývalek. [2]

1.4.3 Tlaková zkouška

Zkouška tlakem funguje na principu přechování kuželovitého nebo hranolovitého vzorku. Při nízkých deformacích je tato zkouška vhodná díky jednoosé napjatosti ke stanovení přirozeného deformačního odporu materiálu. Pro rozbor tvařitelnosti je naopak díky příznivým tlakovým napětím necitlivá. Zásadní nevýhoda je vznik vnějšího tření mezi kovádky, a tedy výskyt nerovnoměrné deformace vzorku, při které působí přídavná napětí a nastává tzv. soudkovitost (obr. 19). Eliminovat vnější tření lze speciálními mazivy nebo podložkami mezi kovádky. Výhodou oproti krutové zkoušce je možnost vysoké rychlosti deformace, která dosahuje až hodnot 100 s^{-1} .

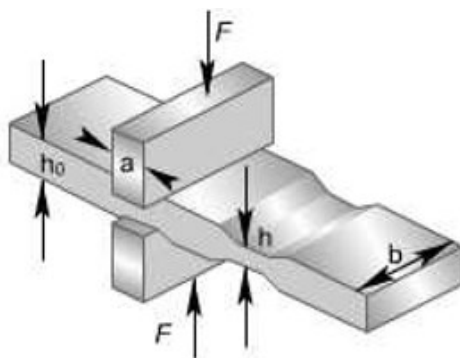


Obr. 19 Nerovnoměrná deformace a výskyt přídavných napětí při přechování [2]

Pro dosažení vysokých deformací lze také zkoušku tahem a tlakem kombinovat. K simulaci reálných tvářecích procesů je ale vhodnější krutová nebo samostatná tlaková zkouška. Při kombinaci tahové a tlakové zkoušky lze totiž díky velké nakumulované deformaci dojít k odlišným strukturním charakteristikám než při obyčejné tlakové nebo krutové zkoušce.

Na moderních plastometrech lze při tlakové zkoušce řídit šíření vzorku, a proto je možno aplikovat zkoušku jednoosým tlakem nebo zkoušku s rovinnou deformací. Při zkoušce jednoosým tlakem jsou využita kovádky z karbidu wolframu. Pro zajištění homogenní teploty v celém objemu zkoušeného vzorku jsou kovádky ohřívány. Poměr výšky a průměru vzorku by měl být menší než 2. Díky tomu je eliminován vznik dvojité soudkovitosti během deformování materiálu. Mezi vzorek a vlastní kovádky jsou umístěny tantalové nebo grafitové podložky podpořeny mazivem na bázi niklu, který zajišťuje odolnost před vysokými teplotami. Důvodem je nejen snížení třecích sil, ale i životnost kovádel. [2]

Tlaková zkouška s rovinnou deformací (PSCT - „Plain Strain Compression Test“) se nejčastěji využívá k simulaci procesu válcování podélných vývalků. Rovinný stav deformace je dosažen díky nedeformovaným částem vzorku, které plní funkci tuhých konců a limitují tedy šíření materiálu. Ke snížení nežádoucích třecích sil a ke zlepšení životnosti kovadel se využívají stejné podložky (fólie) a maziva jako u zkoušky jednoosým tlakem. Ohřívána jsou opět kovadla i zkoušený vzorek. Vzorek nejčastěji o rozměrech 10x15x20 mm je ohříván elektricky odporově a styková plocha mezi kovadly a vzorkem není po celé ploše vzorku. Kovadla mají standartně šířku 5 mm a v průběhu zkoušení se postupně vtlačují do tělesa (obr. 20). Teplota je měřena termočlánky, které jsou umístěny na čele deformované části vzorku. [21]



Obr. 20 Tlaková zkouška s rovinnou deformací [21]

2 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Úkolem v praktické části této práce bylo stanovit průběh deformačního odporu materiálu pro nízkolegovanou ocel Mn-Cr-Mo při tváření za tepla. Predikce napětových křivek byla provedena pomocí tlakové zkoušky na plastometru Gleeble 3800. Měření se aplikovalo při teplotách tváření 650 °C až 1280 °C a při deformačních rychlostech 0,02 s⁻¹ až 20 s⁻¹. Vycházelo se tedy ze surových naměřených dat z tlakové zkoušky a následně se pomocí lineárních regresí vypočítaly píkove souřadnice napětí a deformace. Tyto hodnoty souřadnic byly dosazeny do matematického modelu dle Cingary a McQueena (vzorec 23) a byl vytvořen obecný teoretický model přirozeného deformačního odporu pro zkoumanou ocel. Na závěr byly napětové křivky vytvořené z vypočtených hodnot porovnány s křivkami vykreslenými z naměřených hodnot napětí a deformace.

2.1 Vstupní informace

2.1.1 Plastometr Gleeble 3800

Jedná se o tepelně mechanický simulátor reálných tvářecích procesů, tepelného zpracování a využívá se i k aplikaci plastometrických zkoušek pro stanovení plastických a mechanických vlastností materiálu. O výrobu se stará společnost Dynamic Systems Inc. (DSI). Od počátku prvních simulátorů Gleeble došlo k obrovskému vývoji a u typu 3800 jde už o třetí generaci. V dnešní době je každý plastometr Gleeble vybaven speciální ovládací konzolí GTC („Gleeble Touch Control“), operačním systémem Windows, zatěžovací jednotkou se zkušební komorou a hydraulickým napájecím zdrojem.

U plastometru Gleeble 3800 (obr. 21) je volitelná možnost ohřívání vzorku. Dle potřeby je možno zvolit indukční nebo elektrický odporový ohřev. Oba tyto systémy jsou plně integrovány a lze ohřát vzorek až na teplotu 3000 °C. Chlazení i ohřev může dosáhnout rychlosti až 10 000 °C/s. Takto vysoká rychlost chlazení je zajištěna vodou chlazenými čelistmi, ve kterých je uchycen daný vzorek. Maximální rychlost chlazení výrazně závisí na velikosti, tvaru, teplotě a složení vzorku. Průměr vzorku může být zvolen až 20 mm. Tepelný systém je schopný udržet vzorek při stálé teplotě v toleranci ±1 °C. Teplota vzorku je měřena termočlánky nebo infračervenými pyrometry. Mechanický systém je opět plně integrovaný a je schopný vynaložit až 20 tun statické síly v tlaku a 10 tun statické síly v tahu. Rychlost zdvihu lze nastavit v rozmezí 0,001 mm/s až 2000 mm/s. Ovládání mechanických vlastností i plastometru je zajištěno díky hydraulickému servo systému s uzavřenou řídicí smyčkou. Vlastní měřicí systém lze využít kontaktní i bezkontaktní. Mezi nejpoužívanější a nejoblíbenější se řadí měření

pomocí skenování bezkontaktním optickým dilatometrem a extenzometrem se zelenou LED technologií a měření na bázi korelace digitálního obrazu.



Obr. 21 Plastometr Gleeble 3800 [22]

Velká variabilita a univerzálnost je obstarána prostřednictvím mobilních výměnných pracovních jednotek, které lze jednoduše připojit a odpojit od hlavní jednotky simulátoru. Pro ještě jednodušší výměnu byl vyvinut speciální hydraulický uzamykací systém. Kromě standartní jednotky existují mobilní výměnné jednotky Hydrawedge, MAXStrain, Hot Torsion, Ultra High Temp a Large Sample Strip Annealing. Jednotka Hydrawedge je ideální pro fyzikální simulace vysoko i nízkorychlostního víceúběrového válcování nebo kování. U jednotky MAXStrain lze už podle názvu odvodit, že je možno podrobit vzorek takřka neomezenému namáhání. Tato jedinečná vlastnost se využívá k výzkumu ultrajemných a nanostrukturních materiálů. Mobilní jednotka Hot Torsion je vhodná pro simulaci víceúběrových reálných tvářecích procesů s aplikací maximálního točivého momentu až 100 Nm. Využití Ultra High Temp jednotky spadá pro tváření za velmi vysokých teplot v delším časovém úseku. V tomto případě se dosahuje právě až zmíněné teploty 3000 °C. Poslední zmíněná mobilní výměnná jednotka Large Sample Strip Annealing souvisí s tepelným zpracováním materiálu a poskytuje možnost využít delší ploché vzorky s dostatečně velkými homogenními teplotními zónami. Za zmínku určitě dále stojí systém LUMet, který díky laserovému paprsku a ultrazvukovým vlnám dokáže vyhodnotit strukturu zkoumaného materiálu. [22]

2.1.2 Parametry a průběh tlakové zkoušky

Pro tlakovou zkoušku jednoosým tlakem byla k plastometru Gleeble 3800 připojena mobilní jednotka Hydrowedge II. Pro zabránění tření mezi vzorkem a kovadly byla aplikována tantalová podložka v kombinaci se speciálním vysokoteplotním mazivem. Vzorek ve tvaru válce o průměru 10 mm a výšce 15 mm byl rychlostí 5 °C/s ohřát na teplotu 1280 °C. Postupně byl vzorek ochlazen na teplotu 1140 °C, 1030 °C, 930 °C, 840 °C, 770 °C, 710 °C a 650 °C. Na každé teplotě byl vzorek udržován 300 sekund a chlazení vždy probíhalo vzduchem po dobu 60 sekund. Vzorky byly postupně deformovány rychlostí 0,02 s⁻¹, 0,2 s⁻¹, 2 s⁻¹ a 20 s⁻¹. Celkem to tedy vychází na 32 vzorků, které byly postupně zatěžovány. Nás zajímaly hodnoty napětí do stupně deformace 1. Všechny potřebné údaje byly naměřeny systémem simulátoru a na základě toho byly v Excelu vykresleny napěťové křivky daného materiálu.

2.1.3 Nízkolegovaná ocel Mn-Cr-Mo

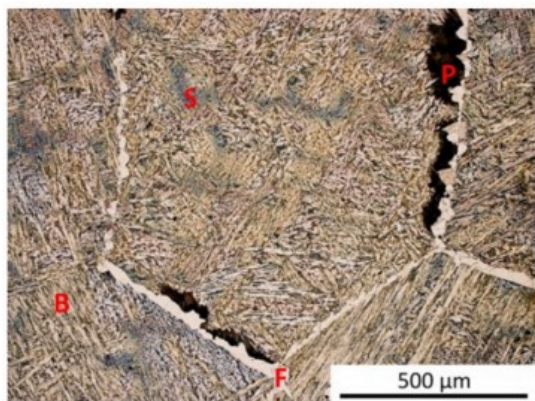
Zkoumaná ocel Mn-Cr-Mo se řadí mezi středně uhlíkové nízkolegované oceli, využívá se výhradně pro výrobu šroubů a má následující chemické složení.

Tab. 4 Chemické složení nízkolegované oceli Mn-Cr-Mo v hmotnostních procentech [5]

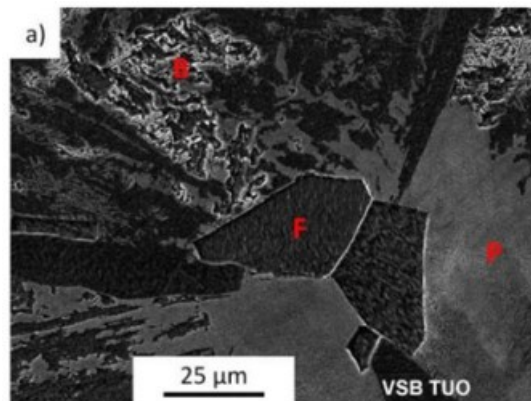
C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Al	N
0,29	1,2	0,27	0,015	0,004	0,79	0,21	0,028	0,0093

Problematikou deformačního chování nízkolegované Mn-Cr-Mo oceli při tváření za tepla se zabývala i skupina odborníků z Technické univerzity v Ostravě ve vědeckém článku „Hot deformation of Mn-Cr-Mo Low-Alloy Steel in Various Phase Regions“. Z této studie jsem čerpal, co se týče naměřených dat po tlakové zkoušce na plastometru Gleeble 3800. Ve zmíněné studii byly provedeny i metalografické výbrusy materiálu, kdy vzorky byly odebrány z polotovaru kruhového průřezu o průměru 410 mm přibližně 50 mm pod povrchem. Po vyleptání výbrusů ve speciálních roztocích byla pod elektronovým mikroskopem vypořovávána mikrostruktura materiálu. Zjištěna byla převážně bainitická struktura se sítěmi feritu a perlitu podél hranic původních hrubozrnných austenitických zrn (obr. 22). K vidění pod mikroskopem jsou i šedé dendritické segregace (obr. 22a), které, jak se po detailnější analýze ukázalo, jsou spojeny se zvýšeným obsahem Mn a Cr. Obsah dolegovaného Mo je pouze 0,21 %, a proto byly odhaleny pouze segregace tvořeny Mn a Cr, u kterých je obsah podstatně vyšší.

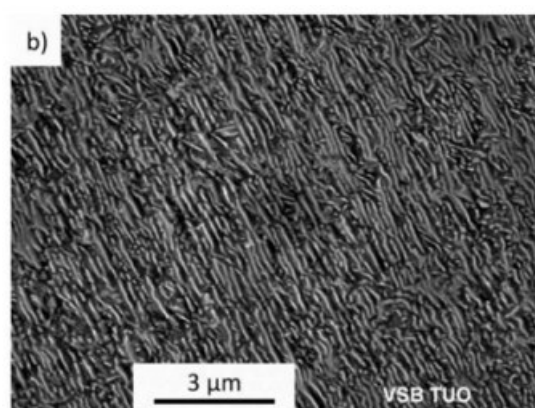
a)



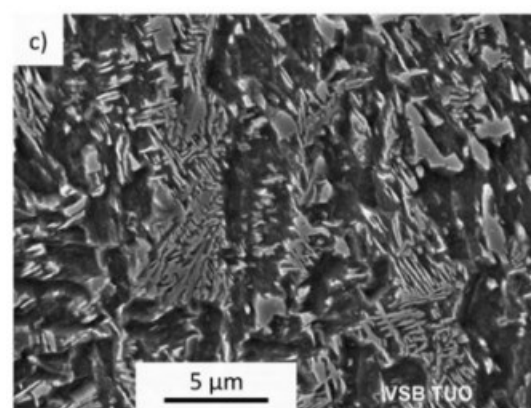
b)



c)



d)



Obr. 22 Mikrostruktura materiálu Mn-Cr-Mo pod mikroskopem [5]

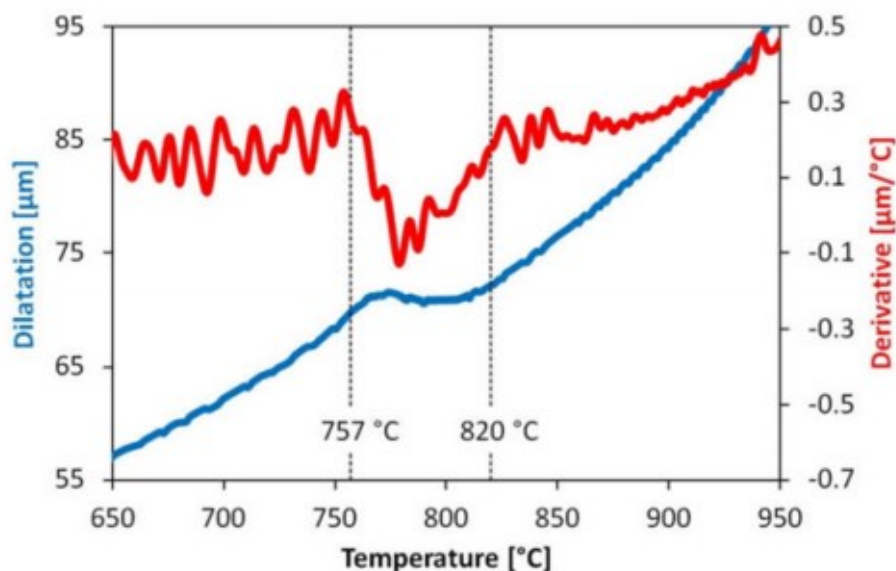
a) B - bainit, F - ferit, P - perlit, S - dendritické segregace

b) detailnější pohled, B - bainit, F - ferit, P - perlit

c) detail perlitu

d) detail bainitu

Nejvyšší teplota 1280 °C byla zvolena dle přehřívací teploty při válcování bezešvých trubek. Ostatní teploty byly zvoleny na základě výsledku dilatometrického testu, který se provedl pomocí skenování bezkontaktním skenovacím dilatometrem se zelenou LED technologií simulátoru Gleeble 3800. Výsledky dokázaly, že nad teplotou 820 °C je ryze austenitická struktura a pod teplotou 757 °C je právě struktura bainitická se sítěmi perlitu a feritu podél hranic původních austenitických zrn. Mezi těmito teplotami se vyskytuje dvoufázová mikrostruktura, a to ve složení austenitu a feritu (obr. 23). Proto byly následující teploty pro tlakovou zkoušku vybrány ze všech tří oblastí. Pro naše výpočty budeme uvažovat pouze s austenitickou strukturou, a tedy s teplotami deformace nad 820 °C, a to z důvodu odlišného deformačního chování materiálu při různých fázích. [5]



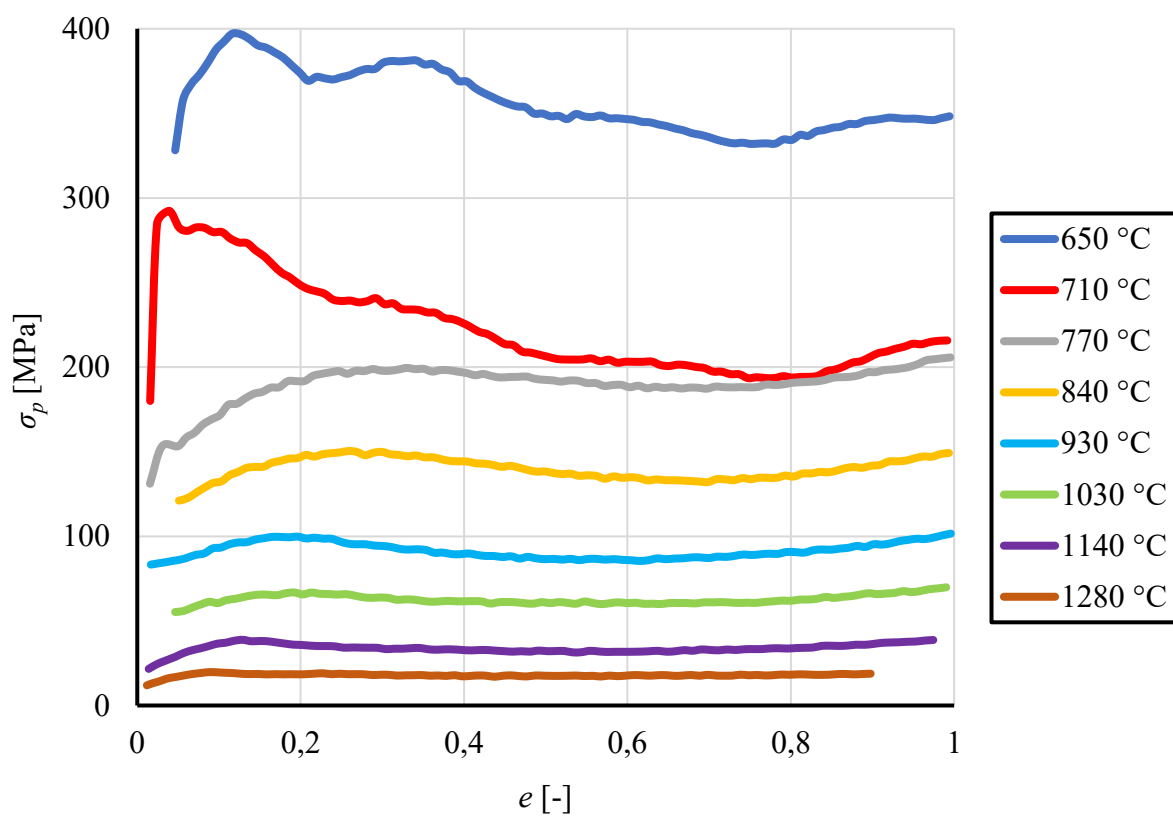
Obr. 23 Analýza dilatační křivky v oblasti fázových transformací stanovena numerickými derivacemi v programu OriginPro [5]

2.2 Naměřená data z tlakové zkoušky

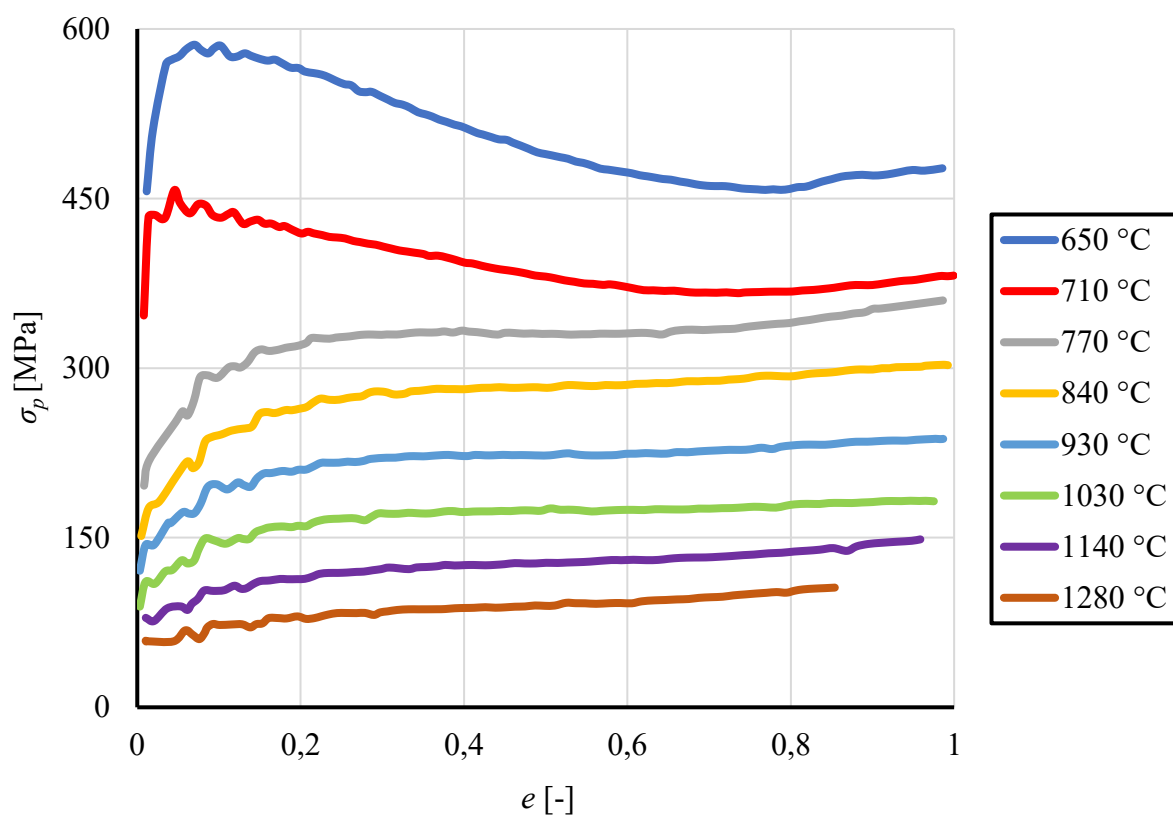
Během tlakové zkoušky měřicí systém plastometru Gleeble 3800 zaevidoval různé naměřené veličiny, které byly funkcí času. Pro naši práci byly podstatné hodnoty napětí a deformace. Surová naměřená data byla v Excelu zpracována a následně dle nich byly vykresleny napět'ové křivky. Do jednoho grafu bylo vždy naneseno více křivek, aby byl patrný vliv termomechanických činitelů. Na svislé ose byly vždy naneseny hodnoty napětí (přirozeného deformačního odporu) a na vodorovné ose hodnoty stupně deformace. Grafy byly rozděleny do dvou skupin. V první byly grafy, které vždy obsahovaly napět'ové křivky se stejnou teplotou deformace, a ve druhé skupině byly naopak křivky naměřené ze vzorků deformovaných při totožné deformační rychlosti.

2.2.1 Napět'ové křivky při konstantní rychlosti deformace

Naměřené hodnoty u všech vzorků byly v časové posloupnosti zredukovány na každou desátou hodnotu a deformace byla omezena na stupeň 1 a menší. Následně byly hodnoty napětí a deformace vyneseny do grafu a byly vykresleny napět'ové křivky. Deformační rychlosti pro experiment byly stanoveny na $0,02 \text{ s}^{-1}$, $0,2 \text{ s}^{-1}$, 2 s^{-1} a 20 s^{-1} . Někdy se tyto hodnoty trochu lišily, ale přibližně byly dodrženy. Deformačních teplot bylo vybráno celkem 8, proto byly v této skupině celkem 4 grafy a každý z nich obsahoval 8 napět'ových křivek. Respektive kromě napět'ové křivky při teplotě deformace 710 °C a deformační rychlosti 2 s^{-1} . Data vzorku s těmito termomechanickými parametry nebyly dodány.



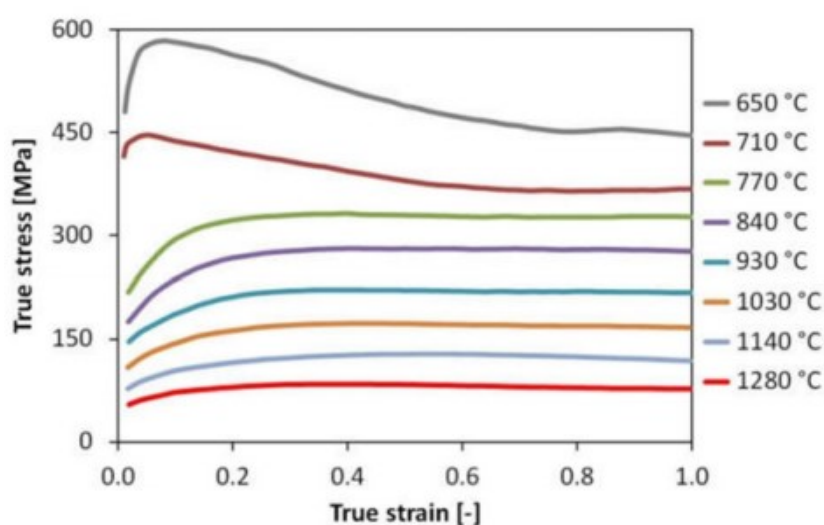
Obr. 24 Napětíové křivky při deformační rychlosti 0.02 s^{-1}



Obr. 25 Napětíové křivky při deformační rychlosti 20 s^{-1}

Pro srovnání jsou vloženy grafy s nejvyšší (obr. 25) a nejnižší (obr. 24) deformační rychlostí. Z grafů je patrné, že při vyšší deformační rychlosti a nižší teplotě deformace se dosahuje vyšších hodnot přirozeného deformačního odporu materiálu. Jde jasně vidět, že křivky, které znázorňují průběh napětí v závislosti na deformaci při teplotě 650 °C a 710 °C, jsou zcela odlišné od ostatních napět'ových křivek. Důvod už byl vysvětlen při popisu zkoumaného materiálu. Dilatometrický test prokázal, že pod teplotou 757 °C má nízkolegovaná ocel Mn-Cr-Mo převážně bainitickou mikrostrukturu, je tedy zásadně odlišná od austenitické, která se objevuje nad teplotou 820 °C. Mezi těmito teplotami je zkoumaná ocel tvořena feriticko-austenitickou strukturou. I když křivka při teplotě 770 °C je tvarově velmi podobná křivkám znázorňující deformaci při vyšších teplotách, pro výpočty ji vynecháme. Fázové transformace mají zásadní vliv na průběh přirozeného deformačního odporu materiálu, a proto pro korektní porovnání zahrneme do experimentu pouze vzorky s čistě austenitickou strukturou.

Zůstaneme-li u křivek při teplotě deformace 840 °C a více, tak je viditelné, že reálnému stavu odpovídají pouze do hodnot deformace přibližně 0,6. Od tohoto stupně deformace je následující nárůst napětí zcela nereálný. Je to tím, že podobných vysokých hodnot deformace se v praxi obvykle nedosahuje. Proto pro výpočetní část budeme uvažovat pouze s hodnotami deformace po 0,6. Pro odstranění tohoto negativního jevu je možno použít tzv. vyhlazení, pro které se používají různé programy. Pro tuto práci ale nebyly k dispozici žádné speciální programy, a proto byly v Excelu sestrojeny křivky bez dalšího vyhlazení nebo redukce. Při omezení deformace pod hodnotu 0,6 je ale tento problém vyřešen. Ve zmíněném vědeckém článku zabývajícím se deformačním chováním oceli Mn-Cr-Mo ale vyhlazení použito bylo. Pro srovnání je zde vložen graf s napět'ovými křivkami při deformační rychlosti 20 s⁻¹ (obr. 26).

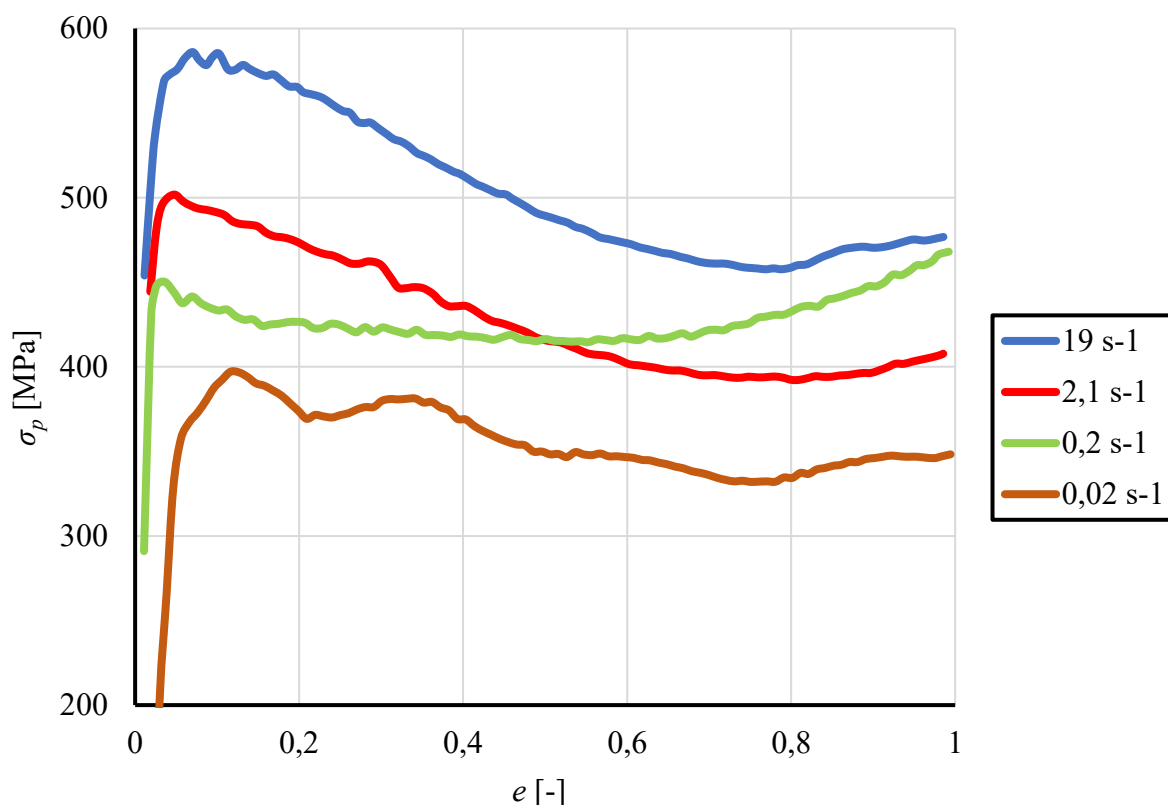


Obr. 26 Vyhlazené napět'ové křivky při deformační rychlosti 20 s⁻¹ [5]

Po vyhlazení dojde po dosažení napětového píku ihned k ustálenému plastickému toku a křivky odpovídají realitě až po stupeň deformace 1. Stejnou metodou je odstraněno také kmitání, které je v grafech způsobeno měřením.

2.2.2 Napět'ové křivky při konstantní teplotě deformace

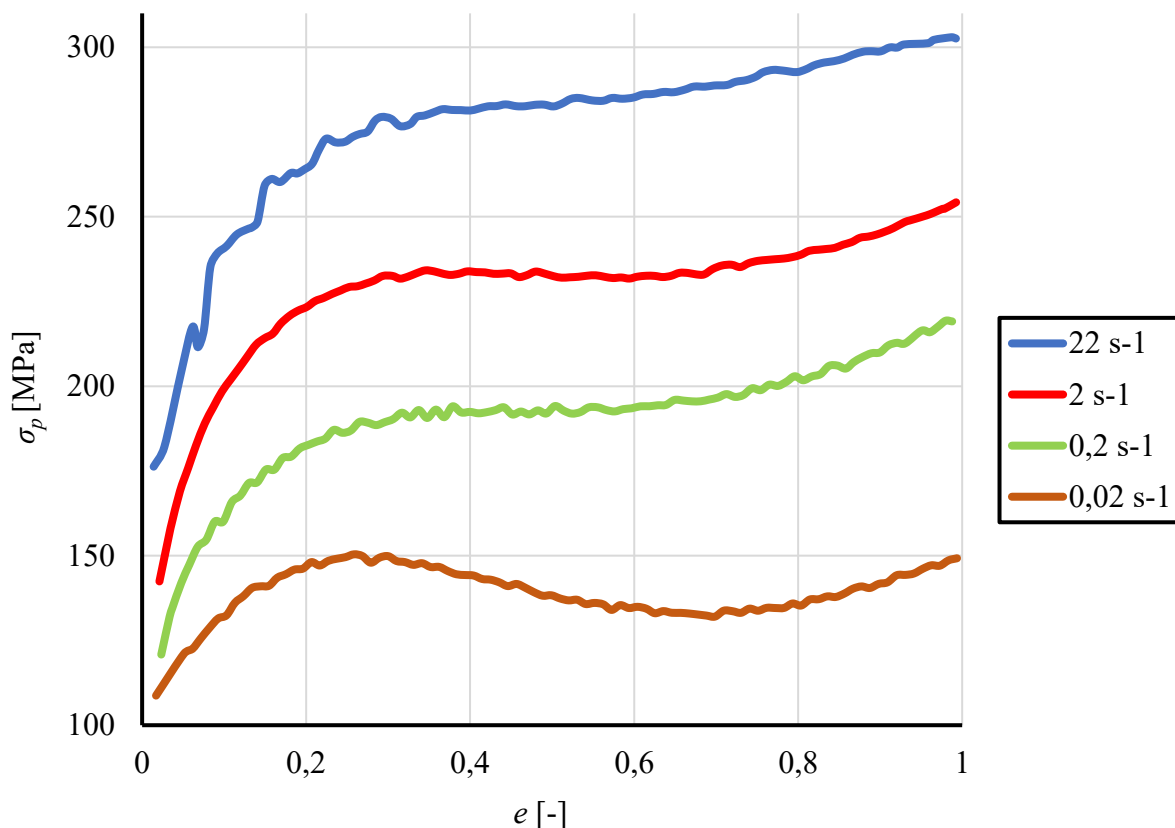
Postup při vykreslování grafů, které obsahují napět'ové křivky s konstantní deformační teplotou je totožný s předchozím. Tentokrát se jedná o 8 grafů, protože tlaková zkouška je provedena postupně při 8 teplotách deformace. Níže je pro ukázkou uveden graf s křivkami při namáhání materiálu s bainitickou strukturou se sítěmi feritu a perlitu (obr. 27).



Obr. 27 Napět'ové křivky při deformační teplotě 650 °C

Opět je zde patrné, jak bainitická struktura ovlivňuje tvar křivek, kdy napět'ový pík má znatelně špičatý tvar. Píkové deformace dosahují nízkých hodnot a v podstatě nezávisí na hodnotě deformační rychlosti narozdíl od křivek znázorňujících namáhání vzorků s austenitickou strukturou (obr. 28). Při deformační rychlosti 0,02 s⁻¹ je vidět vlnitý tvar křivky. To by mohlo znázorňovat cyklický průběh dynamické rekrytalizace při deformování materiálu. Takový jev na křivkách odpovídajícím vzorkům s austenitickou strukturou viditelný není. Naopak je opět čitelná podobnost všech čtyř křivek a nereálný nárůst napětí po hodnotě

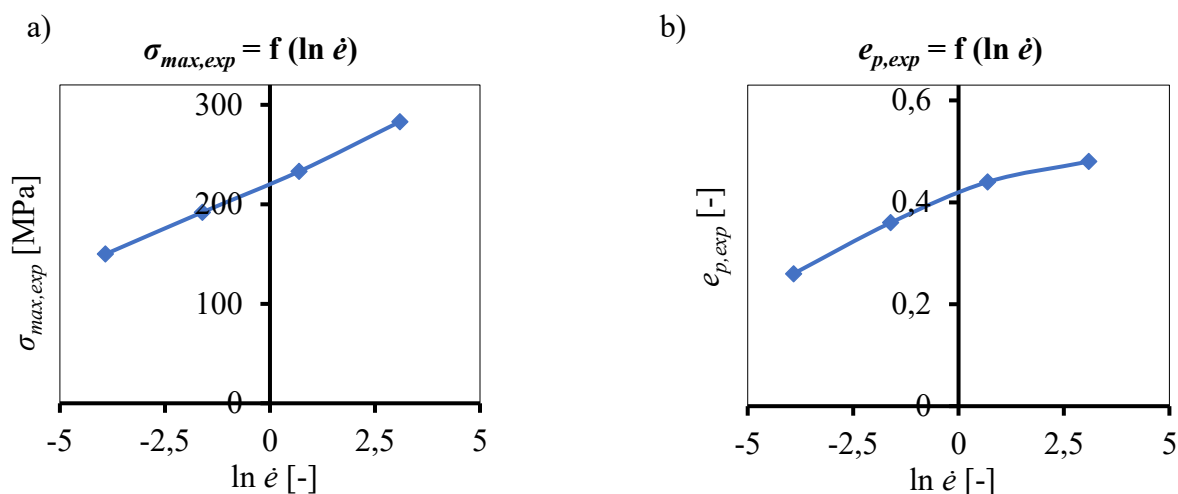
deformace 0,6. Při nejnižší deformační rychlosti je opět viditelný náznak dynamické rekrytalizace, ovšem k cyklickému průběhu tady nedošlo.



Obr. 28 Napěťové křivky při deformační teplotě 840 °C

2.2.3 Píkové souřadnice vyčtené z grafů

Pro provedení výpočtů byla potřeba z grafů vyčíst píkové souřadnice. Hodnoty σ_{max} a e_p získané z napěťových křivek vycházejících z naměřených dat z tlakové zkoušky jsou zásadní pro další postup. Všechny hodnoty píkových napětí a píkových deformací musí mít mezi sebou určitou logiku. Pro kontrolu správnosti lze sestavit grafy v závislosti na přirozeném logaritmu rychlosti deformace. Graf je třeba sestavit pro každou teplotu deformace zvlášť. Při kontrole píkových napětí se přirozený logaritmus deformačních rychlostí vynáší na vodorovnou osu a hodnoty píkových napětí na svislou. Spojnice bodů by měla mít lineární průběh (obr. 29a). Při kontrole správnosti píkových deformací je postup totožný, pouze jsou na svislou osu dosazeny souřadnice píkových deformací. Spojnice bodů by tentokrát měla mít mírně mocninný průběh. Zpočátku lineární průběh a ke konci mocninný pokles (obr. 29b). Při kontrole byly patrné značné odchylky od trendu, avšak s ohledem na chyby při měření byly vyčtené hodnoty píkových souřadnic akceptovatelné.



Obr. 29 Grafy závislosti $\ln \dot{\epsilon}$ na píkových souřadnicích při teplotě deformace 840 °C

a) píková napětí

b) píkové deformace

Hodnoty všech píkových souřadnic u napěťových křivek vzorků s austenitickou strukturou jsou uvedeny v tabulce 5.

Tab. 5 Hodnoty píkových souřadnic vyčtených z grafů

T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	$\ln \dot{\epsilon}$ [-]	$\sigma_{max,exp}$ [MPa]	$e_{p,exp}$ [-]
840	0,02	-3,912	150	0,26
840	0,2	-1,609	192	0,36
840	2	0,693	233	0,44
840	22	3,091	283	0,48
930	0,02	-3,912	99	0,23
930	0,2	-1,609	155	0,32
930	2	0,693	184	0,39
930	22	3,091	223	0,44
1030	0,02	-3,912	67	0,21
1030	0,2	-1,609	96	0,29
1030	2	0,693	136	0,37
1030	23	3,091	173	0,42
1140	0,02	-3,912	38	0,16
1140	0,2	-1,609	63	0,24
1140	2,1	0,693	86	0,32

1140	24	3,091	126	0,38
1280	0,02	-3,912	20	0,1
1280	0,2	-1,609	36	0,18
1280	2	0,693	56	0,24
1280	23	3,091	84	0,28

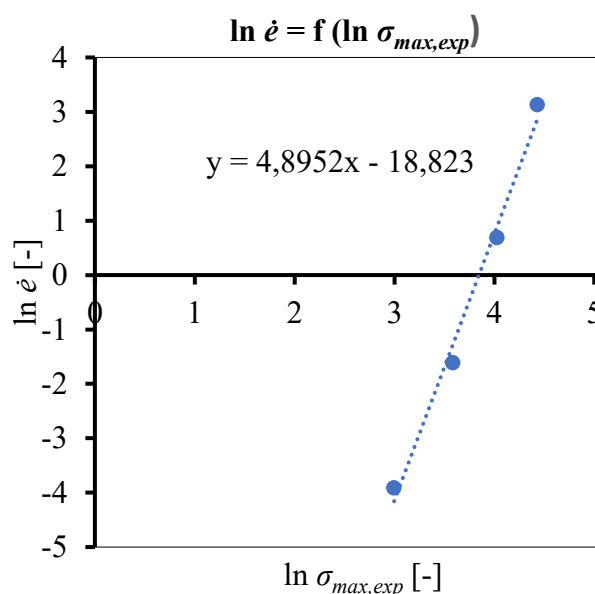
Na vyčtených hodnotách je vidět logická posloupnost. Hodnoty píkových napětí i píkových deformací se se zvyšující se teplotou snižují a se zvyšující se deformační rychlostí naopak snižují. Žádná píková deformace nepřesáhla hranici 0,6 a úvodní určená mez deformačního stupně je tedy vyhovující.

2.3 Vypočtené hodnoty

Cílem výpočetní části práce bylo pomocí vzorců a lineárních regresí stanovit hodnoty píkových souřadnic a následně vytvořit obecný matematický model přirozeného deformačního odporu dané oceli. Základem všech výpočtů byly hodnoty píkových napětí a deformací vyčtených z naměřených dat ze zkoušky jednoosým tlakem. Lineární regrese byly prováděny v Excelu.

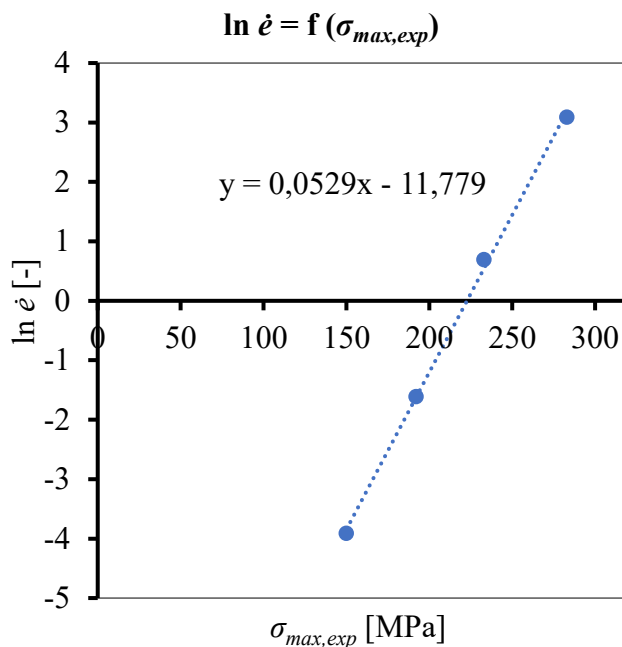
2.3.1 Píková napětí

Výpočet píkových napětí se skládá z několika kroků a je založen na stanovení aktivační energie. V prvním kroku se počítá s hodnotami týkajícími se teploty 1280 °C. Vykreslený graf zobrazuje závislost $\ln \sigma_{max,exp}$ na $\ln \dot{\epsilon}$ (obr. 30). [9]



Obr. 30 Lineární regrese závislosti $\ln \sigma_{max,exp}$ na $\ln \dot{\epsilon}$ při teplotě 1280 °C

Jsou zde vidět menší odchylky od trendu, které jsou zapříčiněny nepřesnostmi při měření a odečítání z grafů. Z vytvořené lineární regrese je důležitá hodnota směrnice. Ta představuje konstantu n_T a je rovna 4,8952. Další krok se naopak vztahuje k nejnižší vyšetřované deformační teplotě. Lineární regrese je tentokrát sestrojena ze závislosti $\sigma_{max,exp}$ na $\ln \dot{\epsilon}$ při teplotě 840 °C (obr. 31). [9]

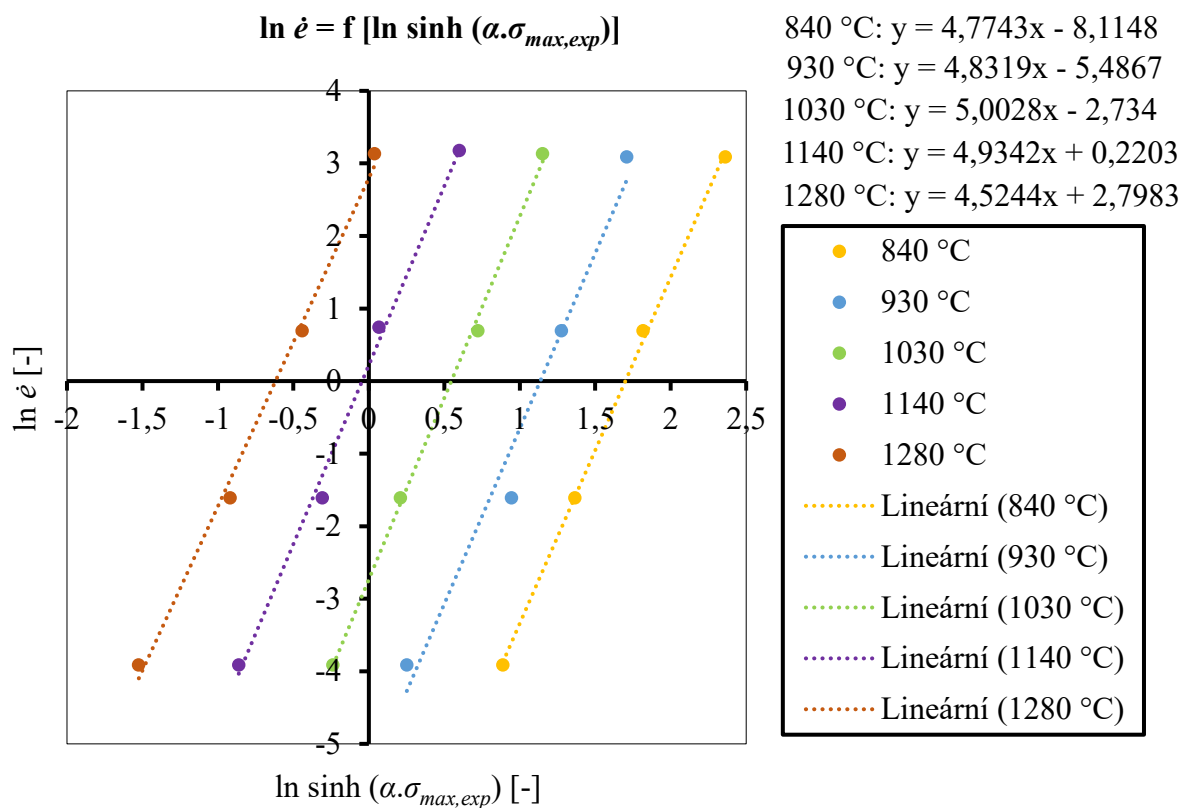


Obr. 31 Lineární regrese závislosti $\sigma_{max,exp}$ na $\ln \dot{\epsilon}$ při teplotě deformace 840 °C

Hodnota směrnice v tomto případě odpovídá konstantě β a dosahuje hodnoty 0,0529. Obě konstanty se využijí v dalším postupu, kdy se pomocí těchto konstant vypočítá konstanta α . [9]

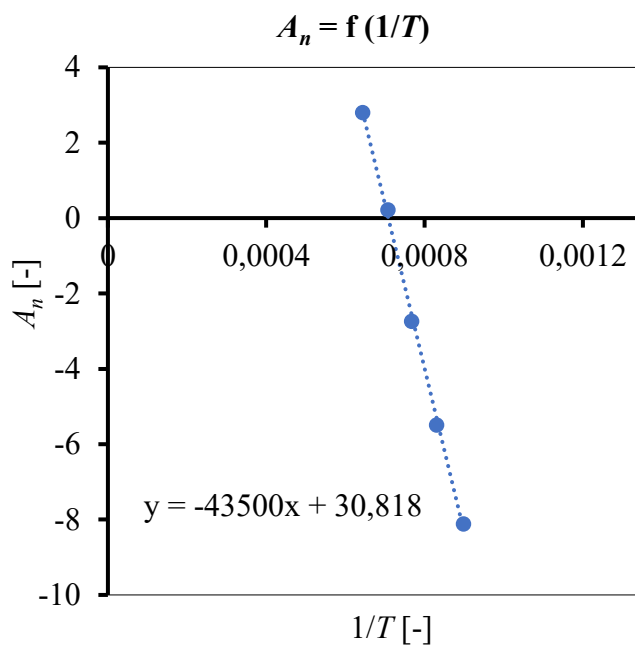
$$\alpha = \frac{\beta}{n_T} = \frac{0,0529}{4,8952} = 0,0108 \quad (28)$$

V další části se využijí lineární regrese všech teplot deformace a výchozími hodnotami budou průsečíky se svislou osou. Lineární proložení bodů je založeno na závislosti $\ln \sinh(\alpha \cdot \sigma_{max,exp})$ na $\ln \dot{\epsilon}$ (obr. 32). Výsledkem by měly být rovnoběžné přímky protínající svislou osu. Průsečíkům odpovídají konstanty A_1 , A_2 , A_3 , A_4 a A_5 . Následně se tyto hodnoty využijí k další lineární regresi a bude se jednat o závislost $1/T$ na konstantách A_1 až A_5 (obr. 33). Hodnota A_1 se týká teploty 840 °C a A_5 teploty 1280 °C. Z této lineární regrese je opět zásadní hodnota směrnice, která odpovídá záporné hodnotě Q/R . Při znalosti molární plynové konstanty, která se rovná hodnotě 8,314 J.K⁻¹.mol⁻¹, je již jednoduché vypočítat hodnotu aktivační energie Q . [9]



Obr. 32 Lineární regrese závislosti $\ln \sinh (\alpha . \sigma_{max,exp})$ na $\ln \dot{\epsilon}$

Jak je vidět, tak předpoklad rovnoběžných přímek s protnutím svislé osy v jednom bodě je splněn. Jeden bod u teploty 930 °C je mírně odchýlen od trendu, ale rovnoběžnost po proložení je vcelku přesně dodržena.



Obr. 33 Lineární regrese závislosti $1/T$ na A_n

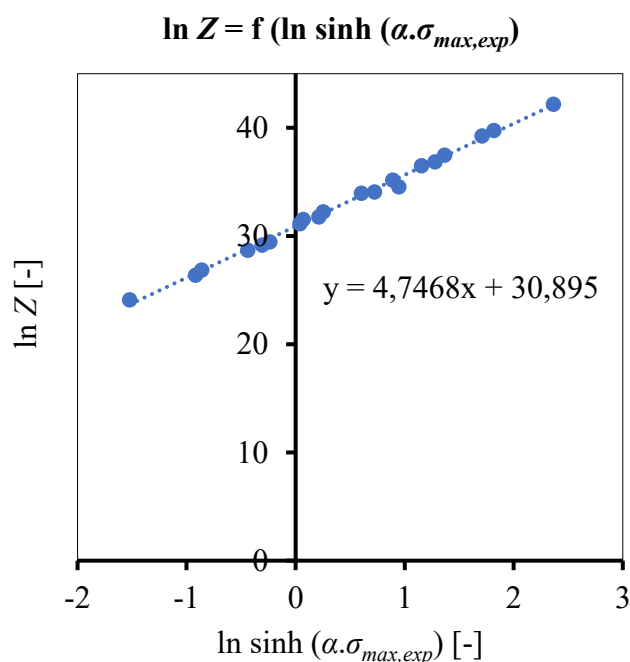
Hodnoty konstant A_1 až A_5 odpovídající průsečíkům se vvislou osou v lineární regresi na obr. 32 jsou uvedeny v tabulce 6.

Tab. 6 Hodnoty konstant A_1 až A_5

	A_1	A_2	A_3	A_4	A_5
Teplota [°C]	840	930	1030	1140	1280
Hodnota [-]	-8,1148	-5,4867	-2,734	0,2203	2,7983

Z obr. 33 je vidět, že Q/R je rovno hodnotě 43 500. Aktivační energie tedy v našem případě odpovídá hodnotě 361,7 kJ.mol⁻¹. Ve studii zaměstnanců Technické univerzity v Ostravě používali ke stanovení aktivační energie speciální program Energy 4.0, který umí pracovat na základě nelineárních regresí a následný výpočet je tedy o poznání přesnější. V jejich případě vyšla hodnota aktivační energie na 364 kJ.mol⁻¹. Dle minimální odchylky lze tedy náš postup považovat za správný. [5]

V předposledním kroku byla sestrojena poslední lineární regrese, která povede k určení konstant n a A , které se následně dosadí do finálního vztahu pro výpočet píkových napětí. Lineární regrese bude prokládána do závislosti $\ln \sinh (\alpha . \sigma_{max,exp})$ na $\ln Z$ (obr. 34). Jak již bylo uvedeno v teoretické části, tak písmeno Z označuje Zener-Hollomonův parametr, který se vypočítá dle rovnice 20. [9]



Obr. 34 Lineární regrese závislosti $\ln \sinh (\alpha . \sigma_{max,exp})$ na $\ln Z$

Konstanta n odpovídá hodnotě směrnice a $\ln A$ průsečíku se svislou osou. Směrnice neboli konstanta n je rovna hodnotě 4,7468 a konstanta A dosahuje hodnoty $2,6153 \times 10^{13}$. Tyto konstanty se dosadí do vztahu dle Sellarse, Tegarta a Garofala, který je v teoretické části pod číslem 19. Z této rovnice se vyjádří $\sigma_{max,vyp}$, jak je znázorněno v rovnici 21. Pro ukázkou je uveden výpočet pro vzorek deformovaný při deformační teplotě 840 °C a při rychlosti deformace $0,02 \text{ s}^{-1}$.

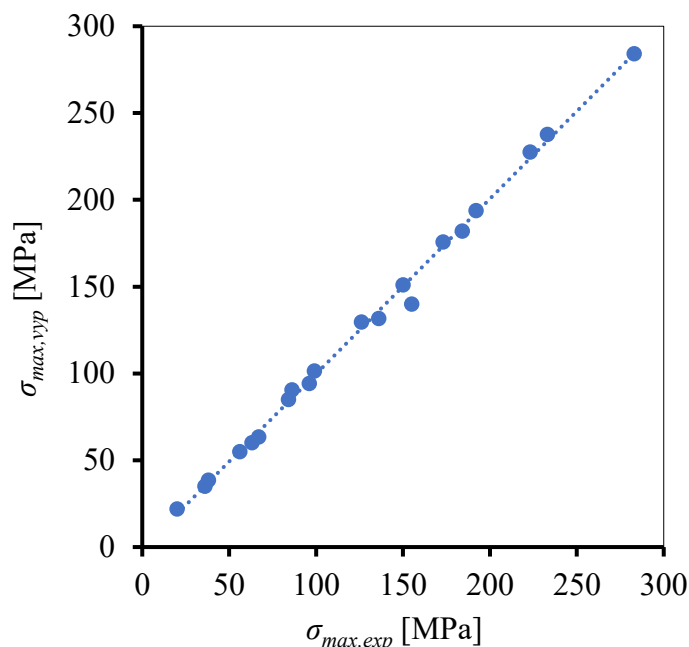
$$\sigma_{max,vyp} = \frac{1}{\alpha} \cdot \operatorname{arcsinh} \sqrt[n]{\frac{Z}{A}} = \frac{1}{0,108} \cdot \operatorname{arcsinh}^{4,7468} \sqrt{\frac{1,8729 \cdot 10^{15}}{2,6153 \cdot 10^{13}}} = 151 \text{ MPa}$$

Takhle byly provedeny výpočty u všech vzorků a přehled těchto vypočtených hodnot v porovnání s naměřenými hodnotami píkových napětí jsou uvedeny v tabulce 7.

Tab. 7 Hodnoty naměřených a vypočtených píkových napětí

$T [^{\circ}\text{C}]$	$\dot{\epsilon} [\text{s}^{-1}]$	$\sigma_{max,exp} [\text{MPa}]$	$\sigma_{max,vyp} [\text{MPa}]$
840	0,02	150	151
840	0,2	192	194
840	2	233	238
840	22	283	284
930	0,02	99	101
930	0,2	155	140
930	2	184	182
930	22	223	228
1030	0,02	67	63
1030	0,2	96	94
1030	2	136	132
1030	23	173	176
1140	0,02	38	39
1140	0,2	63	60
1140	2,1	86	91
1140	24	126	130
1280	0,02	20	22
1280	0,2	36	35
1280	2	56	55
1280	23	84	85

Dle tabulky se dá zhodnotit výpočet píkových napětí jako vydařený. Pouze u vzorku namáhaném při teplotě 930 °C a deformační rychlosti 0,2 s⁻¹ je vidět velká odchylka vypočítané a naměřené hodnoty. Pro stanovení obecného matematického modelu bude tedy tento vzorek vynechán, ať zbytečně nezkresluje výsledné napěťové křivky. Pro lepší představivost jsou vypočtené a naměřené hodnoty píkových napětí vyneseny do grafu (obr. 35).

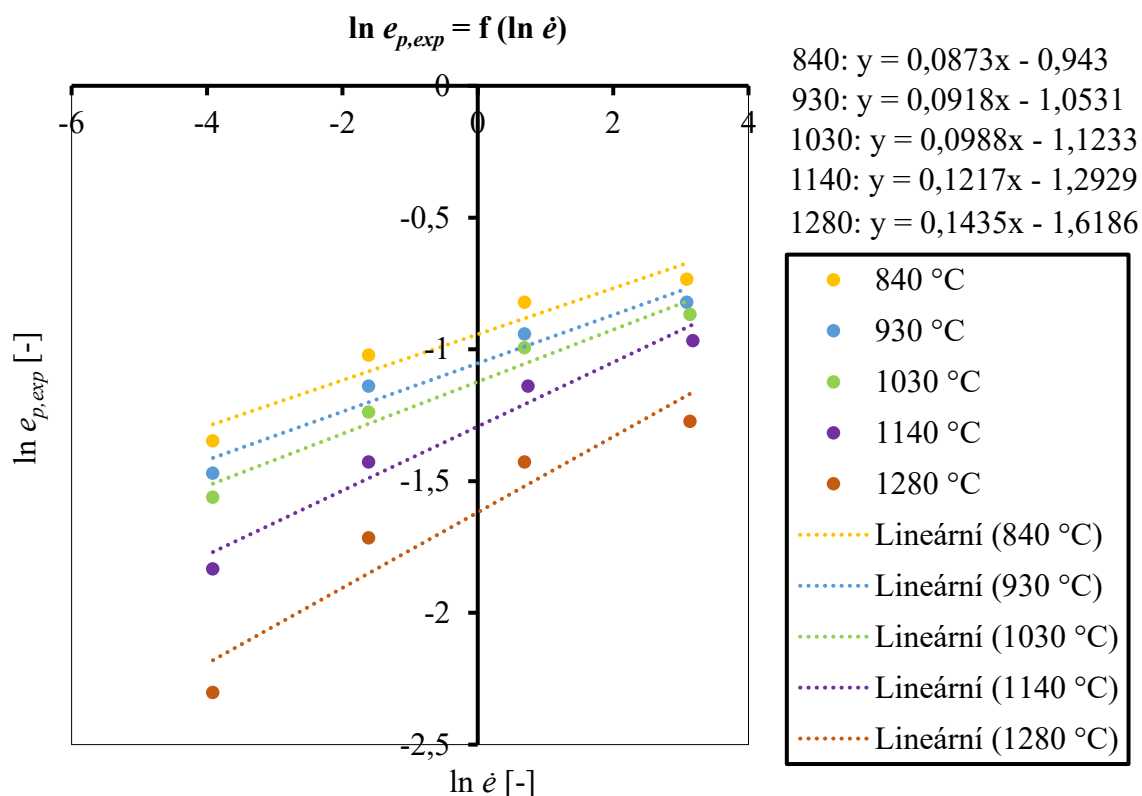


Obr. 35 Grafické porovnání naměřených a vypočtených píkových napětí

Od trendu vybočuje pouze zmíněný vzorek vztahující se k teplotě 930 °C a deformační rychlosti 0,2 s⁻¹. Jinak všechny body leží přibližně na přímce znázorňující lineární regresi. Kompletní údaje ze všech grafů při výpočtu píkových napětí jsou uvedeny v příloze 1.

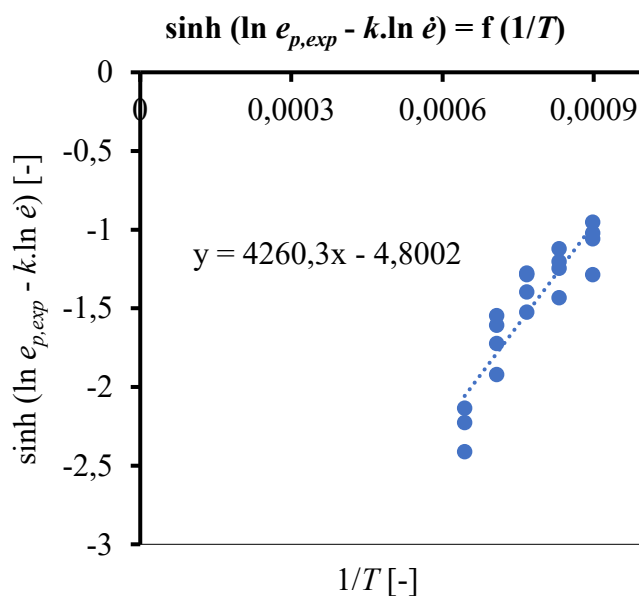
2.3.2 Píkové deformace

Při výpočtu píkových deformací je postup velice podobný jak při výpočtu píkových napětí. Obsahuje ale o něco méně kroků. Prvním je vytvořit lineární regrese pro všechny teploty, kdy je graf sestaven ze závislosti $\ln \dot{\epsilon}$ na $\ln e_{p,exp}$ (obr.36). Z vykreslených lineárních regresí se využijí opět směrnice, které se označí jako konstanty k_1 až k_5 , kdy se konstanta k_1 vztahuje k nejnižší teplotě deformace a konstanta k_5 naopak k teplotě nejvyšší. Z těchto pěti konstant se stanoví průměrná hodnota konstanty k . V následujícím kroku je vykreslena lineární regrese ze závislosti $1/T$ na $\sinh(\ln e_{p,exp} - k \cdot \ln \dot{\epsilon})$ (obr. 37). Zde směrnice představuje hodnotu konstanty X a průsečík s osou y hodnotu konstanty Y . Všechny tři určené konstanty obsahuje finální výpočetní vztah, který je v posledním kroku použit pro výpočet píkových deformací. [9]



Obr. 36 Lineární regrese závislosti $\ln \dot{\epsilon}$ na $\ln e_{p,exp}$

Přímky měly být opět v ideálním případě rovnoběžné. Zde už se rovnoběžnost hodně odchyluje. Odečíst správné hodnoty píkových deformací z napět'ových křivek bylo velice složité a některé oblasti napět'ového píku byly silně zavádějící. Mohlo tedy dojít k pochybení, a tak není dodržena rovnoběžnost přímek. Hodnoty konstant k_1 až k_5 a také průměrné hodnoty k jsou uvedeny v tabulce 8.



Obr. 37 Lineární regrese závislosti $1/T$ na $\sinh(\ln e_{p,exp} - k \cdot \ln \dot{\epsilon})$

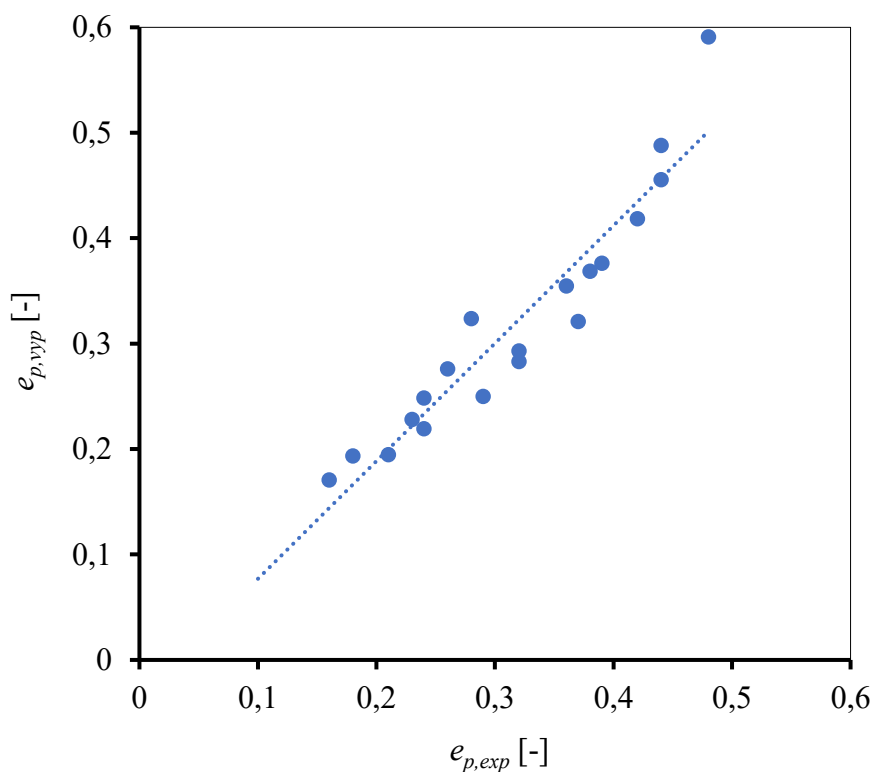
Tab. 8 Hodnoty konstant k_1 až k_5 a hodnota průměrné hodnoty k

	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k
Teplota [°C]	840	930	1030	1140	1280	-
Hodnota [-]	0,0873	0,0918	0,0988	0,1217	0,1435	0,1086

Z obr. 37 je patrné, že od trendu vybočují body vztahující se k teplotě 1280 °C. Vrátime-li se k obrázkům 24 a 25, tak je vidět, že skoro k žádnému napět'ovému píku nedochází a je tedy složité správně určit píkové souřadnice. Bod odpovídající deformační rychlosti $0,02 \text{ s}^{-1}$ a teplotě 1280 °C byl dokonce vyřazen. Jeho odchylka od trendu významně ovlivnila hodnotu směrnice a průsečíků se svislou osou. Konstanta X je tedy rovna hodnotě 4260,3 a konstanta Y hodnotě -4,8002. Všechny tři konstanty (k , X , Y) jsou zařazeny do následujícího finálního vztahu, kterým se vypočítají výsledné hodnoty píkových deformací. Opět bude ukázka na vzorku vztahujícímu se k teplotě 840 °C a deformační rychlosti $0,02 \text{ s}^{-1}$. [9]

$$e_{p,vyp} = e^k \exp \arg \sinh \left(Y - \frac{X}{T} \right) = 0,02^{0,1086} \exp \arg \sinh \left(-4,8002 + \frac{4260,3}{840} \right) = 0,28 \quad (29)$$

Porovnání vypočtených a naměřených hodnot píkových deformací je opět znázorněné graficky (obr. 38) i tabulkově (tab. 9).



Obr. 38 Grafické porovnání naměřených a vypočtených píkových deformací

Tab. 9 Hodnoty naměřených a vypočtených deformací

$T [^{\circ}\text{C}]$	$\dot{\epsilon} [\text{s}^{-1}]$	$\epsilon_{p,exp} [-]$	$\epsilon_{p,vyp} [-]$
840	0,02	0,26	0,28
840	0,2	0,36	0,35
840	2	0,44	0,46
840	22	0,48	0,59
930	0,02	0,23	0,23
930	0,2	0,32	0,29
930	2	0,39	0,38
930	22	0,44	0,49
1030	0,02	0,21	0,19
1030	0,2	0,29	0,25
1030	2	0,37	0,32
1030	23	0,42	0,42
1140	0,02	0,16	0,17
1140	0,2	0,24	0,22
1140	2,1	0,32	0,28
1140	24	0,38	0,37
1280	0,2	0,18	0,19
1280	2	0,24	0,25
1280	23	0,28	0,32

Z grafického i tabulkového srovnání naměřených a vypočtených píkových deformací jsou i tentokrát znát určité odchylky. Nachází zde opět jedna s velkým odskokem od trendu a bude tedy pro predikci obecného modelu přirozeného deformačního vyřazena. Jde o hodnotu deformace 0,59, která souvisí s deformační teplotou 840 °C a rychlostí deformace 22 s⁻¹. Celková data ze všech grafů jsou zahrnuta v příloze 2.

2.3.3 Obecný matematický model

Posledním výpočetním úkolem bylo stanovit matematický model pro průběh napětíové křivky pro každou deformační teplotu a rychlost deformace zvlášť. Následně křivky byly následně porovnány s křivkami vykreslenými z naměřených dat. Jak jsme již uvedli, tak matematických modelů pro predikci přirozeného deformačního odporu je celá řada. V této práci byl využit model dle Cingary a McQueena, který je v teoretické části označen pod vzorcem 23.

Důležité je v tomto vzorci určení konstanty n_c . Při určování se vycházelo z literárních údajů a inverzní metodou bylo dospěno k hodnotě 0,24. Pro ukázkou je opět uveden výpočet vzorku deformovaného při teplotě 840 °C, deformační rychlosti 0,02 s⁻¹ a stupni deformace 0,02.

$$\sigma_p = \sigma_{max,vyp} \cdot \left[\frac{e}{e_{p,vyp}} \cdot \exp \left(1 - \frac{e}{e_{p,vyp}} \right) \right]^{n_c} = 151 \cdot \left[\frac{0,02}{0,28} \cdot \exp \left(1 - \frac{0,02}{0,28} \right) \right]^{0,24} = 100,16 \text{ MPa}$$

Tímto způsobem byly provedeny výpočty u všech vzorků. Stupeň deformace byl zvolen postupně po hodnotě 0,01 v rozmezí 0,02 až 0,6. Hranice 0,6 už zde byla probírána a v následujícím vykreslení napět'ových křivek se prokáže, zda byla správně zvolena. V příloze 3 jsou k nahlédnutí všechny vypočítané hodnoty dle matematického modelu Cingary a McQueena pro vzorky odpovídající deformační rychlosti 0,02 s⁻¹, kromě vzorku namáhaném při teplotě 1280 °C, který byl v předešlé kapitole kvůli velké odchylce pro další výpočty vyřazen.

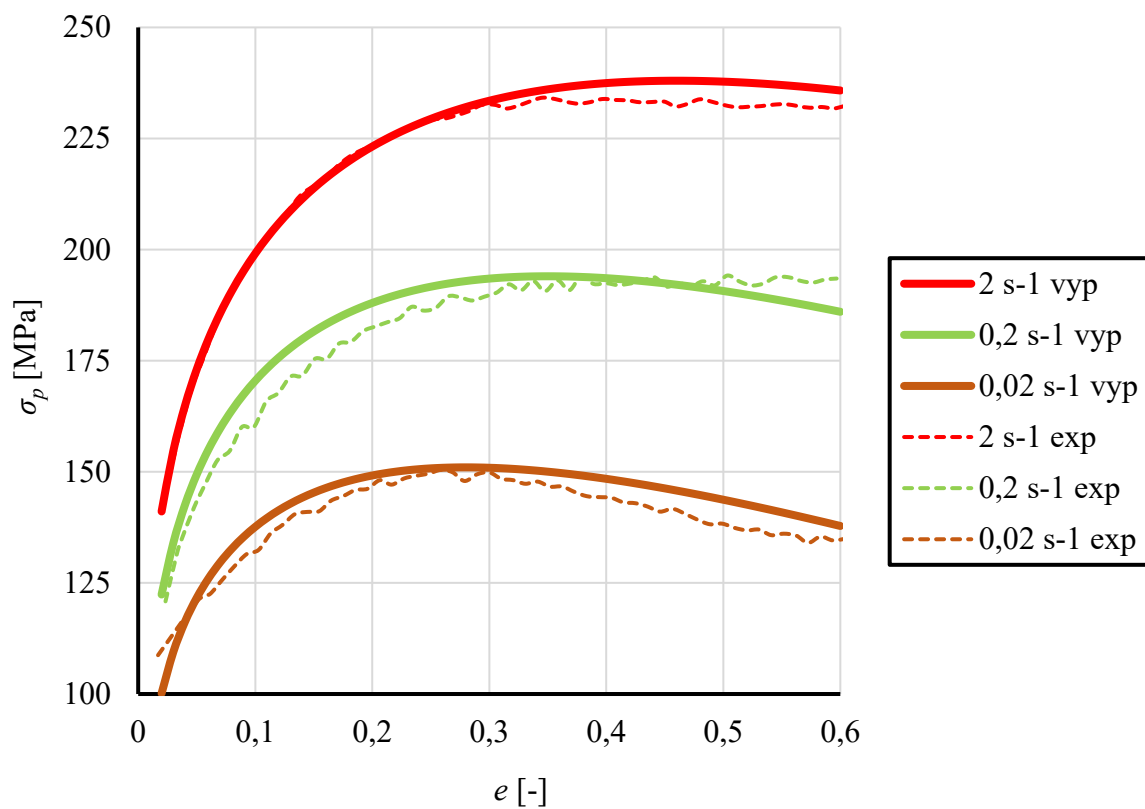
2.4 Porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot

Po určení všech lineárních regresí, vypočtení píkových souřadnic napět'ových křivek a stanovení obecného modelu přirozeného deformačního odporu pro všechny vzorky už zbývá jen graficky porovnat průběh křivek určených z naměřených a vypočtených hodnot.

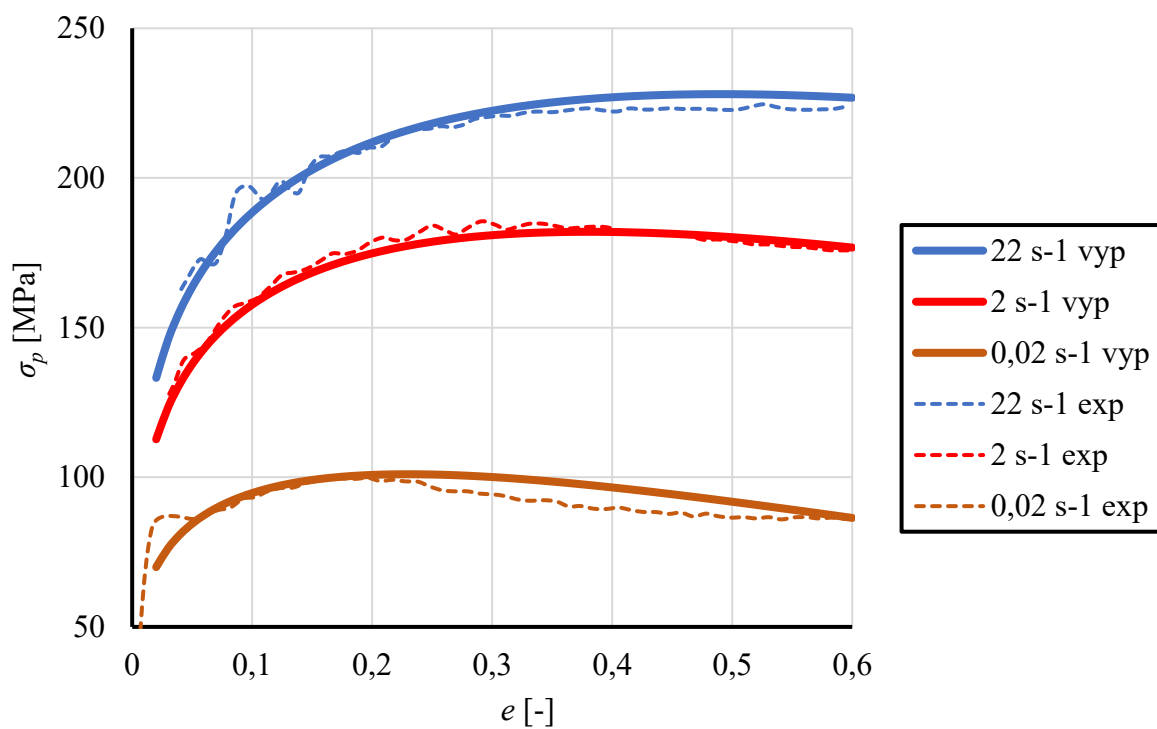
2.4.1 Konstantní teplota deformace

Jak je možno vidět na obr. 39 a 40, tak stanovení obecného modelu se vydařilo. Křivky se ve velké míře shodují. Model dle Cingary a McQueena je čistě teoretický a nedokáže zohlednit inflexní bod. Vhodný je tedy převážně pro hodnoty přirozeného deformačního odporu okolo napět'ového píku. Přejít z klesající tendence, která znázorňuje uzdravování materiálu, do ustáleného plastického toku není schopný zachytit. Důvodem je pouze jedna materiálová konstanta obsažena ve vzorci. Ostatní matematické modely s více materiálovými konstantami jsou o dost přesnější, ovšem významně složitější na výpočet. Například model dle Hensela a Spittela je tvořen dokonce 9 materiálovými konstantami. V tomto případě je popis napět'ových křivek už velice důkladný a přesný.

Odklon napět'ové křivky z vypočítaných hodnot od křivky vytvořené z naměřených hodnot, díky právě zmíněnému stálému poklesu po dosažení napět'ového píku, je nejvíce viditelné u teploty 840 °C a deformační rychlosti 0,2 s⁻¹ (obr. 39). Zvolená hranice stupně deformace 0,6 se prokázala jako naprosto dostačující. Vše významné je vidět právě před touto hranicí a další průběh napět'ových křivek by byl zbytečný a značně nepřesný vzhledem k realitě procesu.

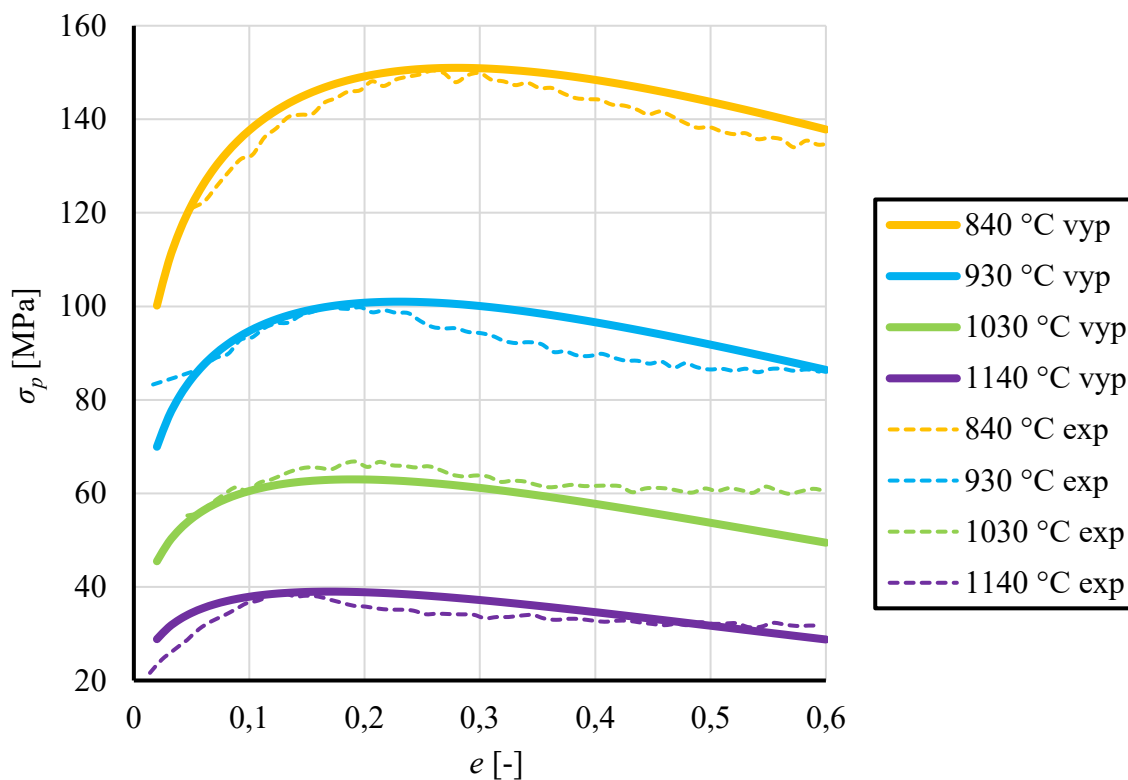


Obr. 39 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při teplotě deformace 840 °C

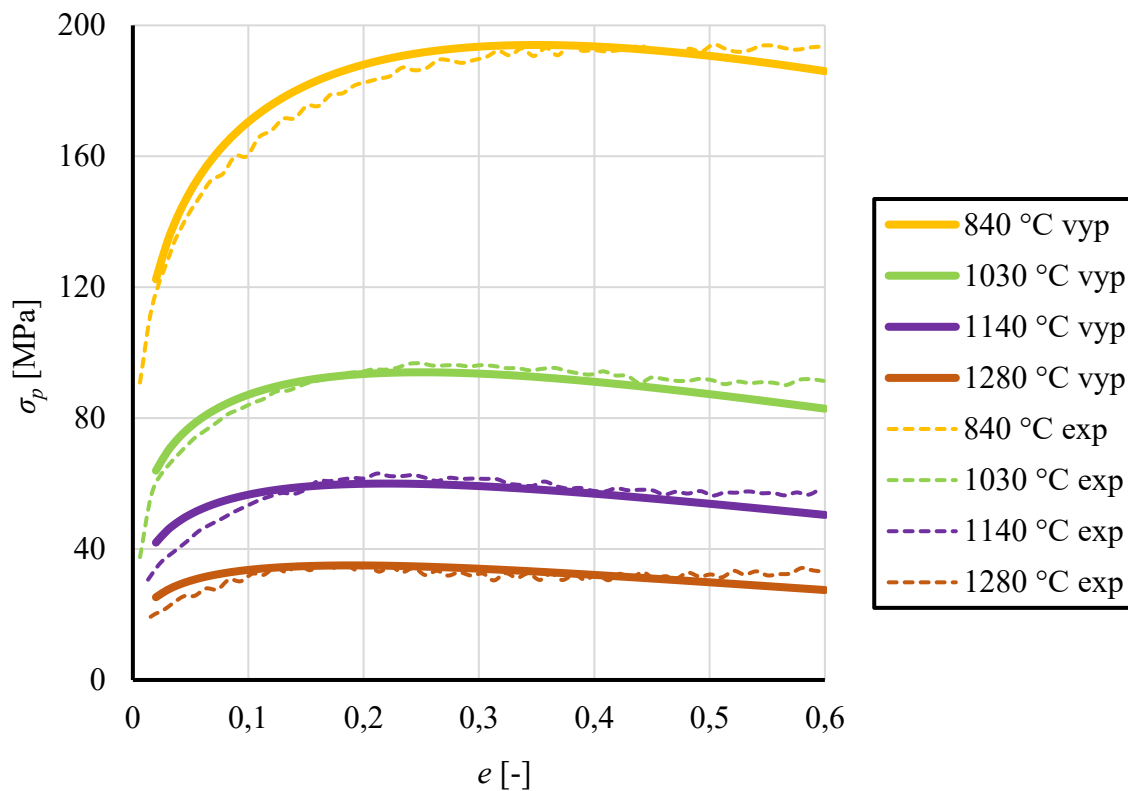


Obr. 40 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při teplotě deformace 930 °C

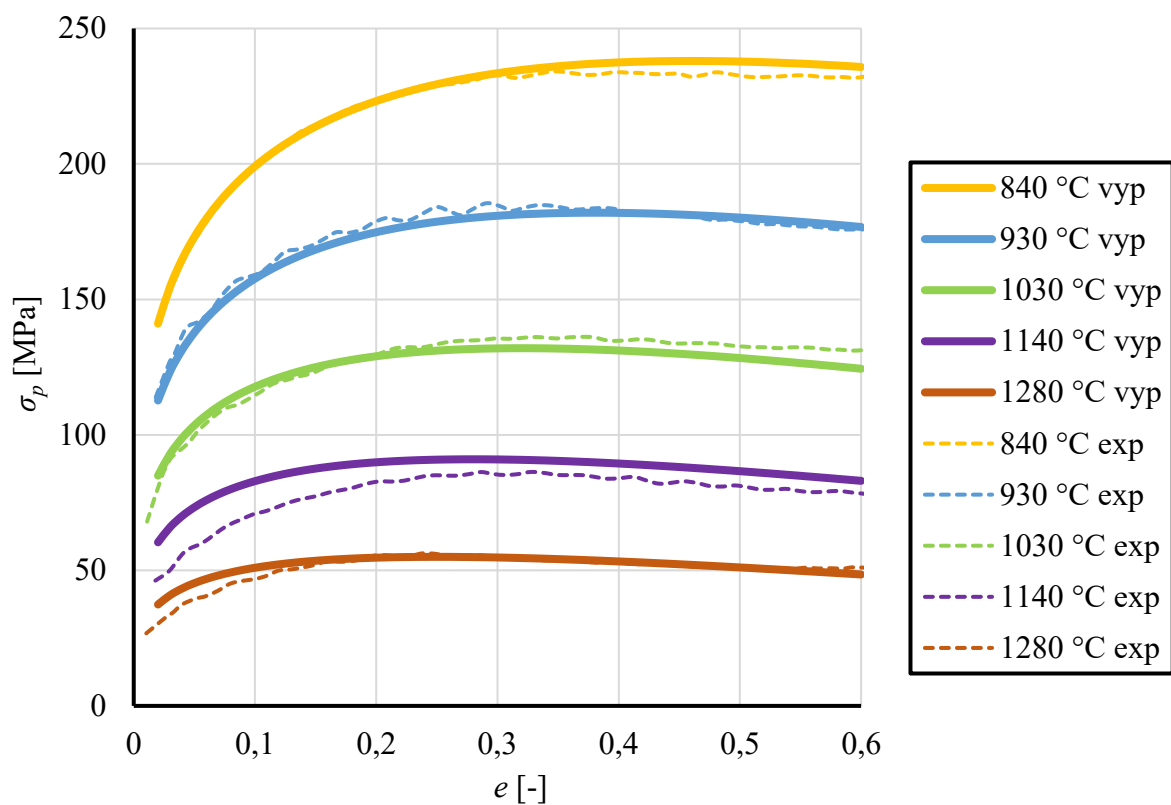
2.4.2 Konstantní rychlost deformace



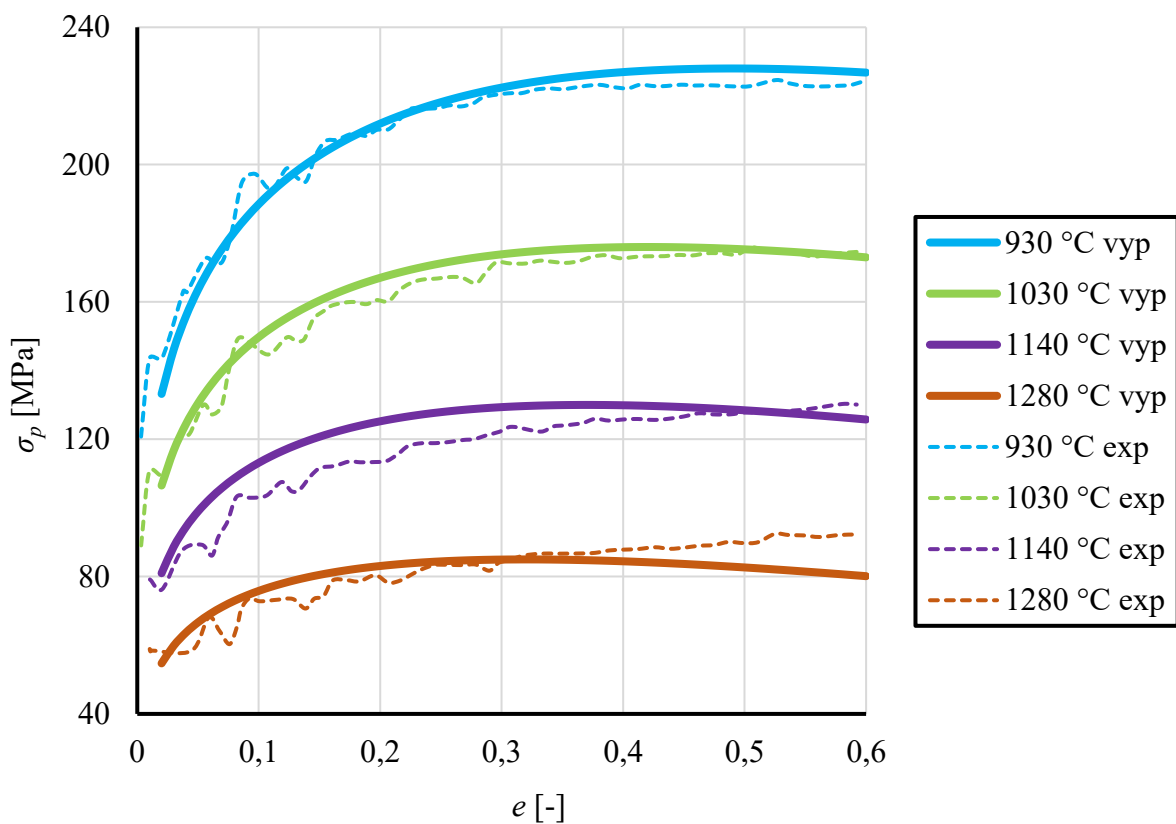
Obr. 41 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při rychlosti deformace 0,02 s⁻¹



Obr. 42 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při rychlosti deformace 0,2 s⁻¹



Obr. 43 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při rychlosti deformace 2 s^{-1}



Obr. 44 Grafické porovnání napět'ových křivek z naměřených a vypočtených hodnot při rychlosti deformace 20 s^{-1}

Na obr. 41 až 44 se jen potvrdilo tvrzení z předešlé podkapitoly. Opět je zde v některých případech vidět odklon křivek z vypočtených hodnot od naměřených z důvodu nezohlednění inflexního bodu mezi klesáním křivky a ustáleným plastickým tokem. Hranice stupně deformace 0,6 je taktéž vyhovující a podobnost křivek je až překvapivě příznivá.

3 ZÁVĚRY

V teoretické části práce byla přiblížena problematika tváření materiálu za tepla, která převážně souvisí s procesem zpevňování a uzdravování materiálu. Dále byl důkladně rozebrán popis přirozeného deformačního odporu, a to jak graficky pomocí napětových křivek, tak výpočetně pomocí různých vzorců a matematických modelů. Na průběh napětových křivek má zásadní vliv metalurgický charakter kovu, teplota deformace, stupeň deformace, deformační rychlost a historie tváření. V menší míře se teoretická část věnuje i procesním mapám a plastometrickým zkouškám materiálu.

Hlavním cílem experimentu je pomocí napětových křivek stanovit průběh přirozeného deformačního odporu bainitické nízkolegované oceli Mn-Cr-Mo. Celý experiment je založen na naměřených datech z plastometrické zkoušky jednoosým tlakem. Vzorky byly deformovány na tepelně mechanickém simulátoru Gleeble 3800 a byla využita výměnná mobilní jednotka Hydrawedge II. Vzorky byly ve tvaru válce o průměru 10 mm a výšce 15 mm a byly ohřáty rychlostí 5 °C/s na teplotu 1280 °C. Teplota 1280 °C byla zvolena podle přehřívací teploty při válcování bezešvých trubek. Další teploty namáhání byly zjištěny pomocí dilatometrického testu materiálu. Výsledkem bylo, že nad teplotou 820 °C má vyšetřovaná ocel ryze austenitickou strukturu a pod teplotou 757 °C strukturu bainitickou se sítěmi perlitu a feritu podél hranic původních austenitických zrn. Mezi teplotou 820 °C a 757 °C byla objevena dvoufázová feriticko austenitická struktura materiálu. Zkoumány jsou vzorky s austenitickou strukturou. Vybrány byly tedy teploty 840 °C, 930 °C, 1030 °C, 1140 °C a 1280 °C a vzorky byly postupně namáhány při deformačních rychlostech 0,02 s⁻¹, 0,2 s⁻¹, 2 s⁻¹ a 20 s⁻¹. Na každé teplotě byl vzorek ponechán 300 sekund a následně byl chlazen vzduchem po dobu 60 sekund. Důvodem volby jednofázové struktury je naprosto odlišné chování materiálu při různých fázích. Fázové transformace zásadně ovlivňují tvar napětových křivek, a proto pro korektní porovnání byly vybrány pouze vzorky se stejnou fází.

Stupeň deformace byl zvolen 1, ale po vykreslení křivek se prokázalo, že bude stačit stupeň deformace 0,6. Za touto hranicí už se křivky chovaly nelogicky a neodpovídaly realitě. Takto vysokých stupňů deformace se při reálných tvářecích procesech ani běžně nedosahuje. Při následných výpočtech se tato volba ukázala jako rozumná a potvrdily se předpoklady.

Naměřená surová data z tlakové zkoušky byla tedy základem dalších výpočtů. Po zpracování údajů byly vykresleny napětové křivky a z nich byly vyčteny souřadnice napětového píku. Na základě těchto souřadnic se v Excelu pomocí lineárních regresí a určení aktivační energie vypočetly hodnoty píkových napětí a píkových deformací. Vypočtené hodnoty se porovnály s hodnotami vyčtenými z křivek sestrojených z naměřených dat a prokázalo se, že až na dvě

výjimky jsou takřka totožné. Vzhledem k tomu, že jsem neměl k dispozici některé speciální softwarové programy katedry tváření materiálu, jako je například poloautomatický program pro výpočet aktivační energie Energy a další programy pro určení lineárních i nelineárních regresí, tak výpočty byly prováděny pouze v Excelu. Posledním výpočetním krokem bylo pomocí teoretického matematického obecného modelu dle Cingary a McQueena sestavit napět'ové křivky pro každý vzorek. Při porovnání křivek určených výpočetní metodou a křivek vykreslených dle naměřených dat z tlakové zkoušky došlo k poměrně vysoké podobnosti. Matematický model pro predikci přirozeného deformačního odporu dle Cingary a McQueena neuvažuje inflexní bod, a proto je hlavně teoretický. Obsahuje pouze jednu materiálovou konstantu a nemůže se tedy rovnat například modelu Hensel-Spittel, který obsahuje devět materiálových konstant. Vhodný je tento model hlavně pro průběh křivky okolo napět'ového píku. V této oblasti srovnání obou typů křivek dopadlo úspěšně. Následný pokles napět'ových křivek určených dle vypočtených hodnot je zapříčiněn právě nezahrnutým inflexním bodem ve vzorci, a proto nedochází k ustálenému plastickému toku materiálu.

Všechny křivky dosáhly napět'ového píku před stupněm deformace 0,6 a čím více se této hranici blížily, tím více se oba typy křivek rozcházely. Lze tedy uznat mez stupně deformace za vhodně zvolenou. Navzdory mírným odchylkám srovnání ukázalo velmi dobrou shodu napět'ových křivek určených výpočetní metodou a křivek sestavených z naměřených dat z tlakové zkoušky.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] FABÍK, Richard. *Tváření kovů: učební text : studijní materiály pro studijní program Metalurgické inženýrství Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2572-4.
- [2] SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. *Deformační chování materiálu: studijní opora: studijní materiály pro studijní program Metalurgické inženýrství Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2013. ISBN 978-80-248-3361-3.
- [3] KOCICH, Radim. *Termomechanické procesy tváření: studijní opora*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014. ISBN 978-80-248-3586-0.
- [4] BAO, Xirong, Jun'an WANG, Xiaodong WANG, Feng GUO a Yongzhen LIU. Effects of lanthanum on hot deformation behaviour of Mn-Cr-Mo bainitic rail steel. *Journal of Rare Earths*. 2018, **36**(7), 772-780. ISSN 10020721. Dostupné z: doi:10.1016/j.jre.2018.03.002.
- [5] SCHINDLER, Ivo, Petr OPĚLA, Petr KAWULOK, et al. Hot Deformation Behaviour of Mn–Cr–Mo Low-Alloy Steel in Various Phase Regions. *Metals*. 2020, **10**(9). ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met10091255.
- [6] FABÍK, Richard. *Modelování tvářecích procesů: studijní opora: studijní materiály pro studijní program Metalurgické inženýrství Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2013. ISBN 978-80-248-3362-0.
- [7] LIN, Y.C. a Xiao-Min CHEN. *A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working*. 2011, **32**(4), 1733-1759. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2010.11.048.
- [8] KLIBER, Jiří. *Plasticita materiálu: Studijní materiál pro studijní program Metalurgické inženýrství (studijní obor Moderní metalurgické technologie) fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické university*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2016.
- [9] KUŘE, F. a další. *Cvičení z tváření kovů: skripta VŠB*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 1998.
- [10] MILANI, A.S., W. DABBOUSSI, J.A. NEMES a R.C. ABEYARATNE. An improved multi-objective identification of Johnson–Cook material parameters. *International Journal of Impact Engineering*. 2009, **36**(2), 294-302. ISSN 0734743X. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijimpeng.2008.02.003.

- [11] UMBRELLO, D., R. M'SAOUBI a J.C. OUTEIRO. The influence of Johnson–Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007, **47**(3-4), 462-470. ISSN 08906955. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.06.006.
- [12] SHROT, Aviral a Martin BÄKER. Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations. *Computational Materials Science*. 2012, **52**(1), 298-304. ISSN 09270256. Dostupné z: doi:10.1016/j.commatsci.2011.07.035.
- [13] MURUGESAN, Mohanraj a Dong JUNG. Johnson Cook Material and Failure Model Parameters Estimation of AISI-1045 Medium Carbon Steel for Metal Forming Applications. *Materials*. 2019, **12**(4). ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma12040609.
- [14] CHADHA, K., D. SHAHRIARI a M. JAHAZI. An Approach to Develop Hansel–Spittel Constitutive Equation during Ingot Breakdown Operation of Low Alloy Steels. *Frontiers in Materials Processing, Applications, Research and Technology*. Singapore: Springer Singapore, 2018, 14. 11. 2018, , 239-246. ISBN 978-981-10-4818-0. Dostupné z: doi:10.1007/978-981-10-4819-7_20.
- [15] SCHINDLER, I a E HADASIK. A new model describing the hot stress–strain curves of HSLA steel at high deformation. *Journal of Materials Processing Technology*. 2000, **106**(1-3), 131-135. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/S0924-0136(00)00603-8.
- [16] MOMENI, A., K. DEHGHANI a M.C. POLETTI. Law of mixture used to model the flow behavior of a duplex stainless steel at high temperatures. *Materials Chemistry and Physics*. 2013, **139**(2-3), 747-755. ISSN 02540584. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchemphys.2013.02.026.
- [17] SHAFAT, Mohammad Amin, Hamid OMIDVAR a Behzad FALLAH. Prediction of hot compression flow curves of Ti–6Al–4V alloy in α β phase region. *Materials & Design*. 2011, **32**(10), 4689-4695. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2011.06.048.
- [18] MAREK, Miloš, Ivo SCHINDLER, Libor ČERNÝ a Josef BOŘUTA. Střední přirozené deformační odpory při tváření ocelí za tepla - vliv chemického a strukturního stavu. *Metal*. Hradec nad Moravicí, 2005.
- [19] SUN, Yu, Zhuohan CAO, Zhipeng WAN, Lianxi HU, Wenhong YE, Niankui LI a Changlong FAN. 3D processing map and hot deformation behavior of 6A02 aluminum

alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018, **742**, 356-368. ISSN 09258388. Dostupné z: doi:10.1016/j.jallcom.2018.01.299.

- [20] WEN, Dong-Xu, Y.C. LIN, Hong-Bin LI, Xiao-Min CHEN, Jiao DENG a Lei-Ting LI. Hot deformation behavior and processing map of a typical Ni-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, **591**, 183-192. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2013.09.049.
- [21] DROZD, K., J. HORSINKA, J. KLIBER, M. ČERNÝ, D. OSTROUSHKO a I. MAMUZIC. *Study of development of strain in plane strain compression test: In. Conf. Metal 2011*. Ostrava: Tanger, May 2011. ISBN ISBN978-80-87294-22-2.
- [22] *Gleeble A VPG Brand: Gleeble 3800-GTC* [online]. [cit. 2021-4-25]. Dostupné z: <https://www.leeble.com/products/leeble-systems/leeble-3800.html>.

SEZNAM PŘÍLOH

- | | |
|-----------|--|
| Příloha 1 | Údaje z výpočtů píkových napětí |
| Příloha 2 | Údaje z výpočtů píkových deformací |
| Příloha 3 | Vypočtené hodnoty průběhu napěťových křivek při teplotě deformace 840 °C |

Příloha 1

T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	$\sigma_{max,exp}$ [Mpa]	$\ln \dot{\epsilon}$ [-]	$\ln \sigma_{max,exp}$ [-]	$\ln \sinh (\alpha . \sigma_{max,exp})$ [-]	$1/T$ [-]	Z [s ⁻¹]	$\ln Z$ [-]	$\sigma_{max,vyp}$ [Mpa]
840	0,02	150	-3,912		0,888	0,00090	1,9E+15	35,166	151
840	0,2	192	-1,609		1,366		1,9E+16	37,469	194
840	2	233	0,693		1,818		1,9E+17	39,771	238
840	22	283	3,091		2,363		2,1E+18	42,169	284
930	0,02	99	-3,912		0,252	0,00083	1,0E+14	32,243	101
930	0,2	155	-1,609		0,946		1E+15	34,546	140
930	2	184	0,693		1,276		1E+16	36,848	182
930	22	223	3,091		1,709		1,1E+17	39,246	228
1030	0,02	67	-3,912		-0,237	0,00077	6,3E+12	29,469	63
1030	0,2	96	-1,609		0,210		6,3E+13	31,771	94
1030	2	136	0,693		0,722		6,3E+14	34,074	132
1030	23	173	3,135		1,152		7,2E+15	36,516	176
1140	0,02	38	-3,912		-0,862	0,00071	4,7E+11	26,870	39
1140	0,2	63	-1,609		-0,308		4,7E+12	29,173	60
1140	2,1	86	0,742		0,067		4,9E+13	31,524	91
1140	24	126	3,178		0,601		5,6E+14	33,960	130
1280	0,02	20	-3,912	2,996	-1,524	0,00064	2,9E+10	24,096	22
1280	0,2	36	-1,609	3,584	-0,919		2,9E+11	26,398	35
1280	2	56	0,693	4,025	-0,442		2,9E+12	28,701	55
1280	23	84	3,135	4,431	0,037		3,4E+13	31,143	85

Příloha 2

T [°C]	\dot{e} [s ⁻¹]	$e_{p,exp}$ [-]	$\ln \dot{e}$ [-]	$\ln e_{p,exp}$ [-]	$1/T$ [-]	$\sinh (\ln e_{p,exp} - k \cdot \ln \dot{e})$ [-]	$e_{p,vyp}$ [-]
840	0,02	0,26	-3,912	-1,347	0,00090	-1,059	0,28
840	0,2	0,36	-1,609	-1,022		-0,952	0,35
840	2	0,44	0,693	-0,821		-1,021	0,46
840	22	0,48	3,091	-0,734		-1,286	0,59
930	0,02	0,23	-3,912	-1,470	0,00083	-1,245	0,23
930	0,2	0,32	-1,609	-1,139		-1,121	0,29
930	2	0,39	0,693	-0,942		-1,201	0,38
930	22	0,44	3,091	-0,821		-1,432	0,49
1030	0,02	0,21	-3,912	-1,561	0,00077	-1,396	0,19
1030	0,2	0,29	-1,609	-1,238		-1,275	0,25
1030	2	0,37	0,693	-0,994		-1,285	0,32
1030	23	0,42	3,135	-0,868		-1,524	0,42
1140	0,02	0,16	-3,912	-1,833	0,00071	-1,921	0,17
1140	0,2	0,24	-1,609	-1,427		-1,606	0,22
1140	2,1	0,32	0,742	-1,139		-1,546	0,28
1140	24	0,38	3,178	-0,968		-1,724	0,37
1280	0,02	0,1	-3,912	-2,303			
1280	0,2	0,18	-1,609	-1,715	0,00064	-2,225	0,19
1280	2	0,24	0,693	-1,427		-2,135	0,25
1280	23	0,28	3,135	-1,273		-2,411	0,32

Příloha 3

e [-]	$\sigma_{p,840}$ [Mpa]	$\sigma_{p,930}$ [Mpa]	$\sigma_{p,1030}$ [Mpa]	$\sigma_{p,1140}$ [Mpa]
0,02	100,16	69,97	45,49	28,84
0,03	109,45	76,32	49,51	31,34
0,04	116,28	80,93	52,39	33,11
0,05	121,63	84,50	54,58	34,44
0,06	125,98	87,36	56,30	35,48
0,07	129,62	89,71	57,69	36,30
0,08	132,69	91,67	58,82	36,96
0,09	135,33	93,32	59,75	37,48
0,1	137,61	94,72	60,51	37,90
0,11	139,60	95,90	61,13	38,24
0,12	141,33	96,91	61,64	38,50
0,13	142,84	97,76	62,04	38,69
0,14	144,16	98,48	62,36	38,83
0,15	145,32	99,09	62,61	38,93
0,16	146,32	99,59	62,79	38,98
0,17	147,20	100,00	62,91	39,00
0,18	147,96	100,33	62,98	38,98
0,19	148,61	100,59	63,00	38,94
0,2	149,17	100,77	62,98	38,87
0,21	149,64	100,90	62,92	38,78
0,22	150,03	100,98	62,83	38,66
0,23	150,34	101,00	62,71	38,53
0,24	150,59	100,98	62,55	38,38
0,25	150,78	100,91	62,38	38,21
0,26	150,90	100,81	62,18	38,03
0,27	150,98	100,67	61,96	37,84
0,28	151,00	100,50	61,71	37,64
0,29	150,98	100,30	61,45	37,42
0,3	150,91	100,07	61,18	37,20
0,31	150,81	99,81	60,89	36,97
0,32	150,66	99,53	60,58	36,73
0,33	150,48	99,23	60,27	36,48
0,34	150,27	98,90	59,94	36,23
0,35	150,03	98,56	59,60	35,97
0,36	149,76	98,20	59,25	35,71
0,37	149,46	97,82	58,89	35,44
0,38	149,14	97,43	58,53	35,17
0,39	148,79	97,02	58,15	34,89
0,4	148,42	96,60	57,77	34,61
0,41	148,02	96,16	57,39	34,33

0,42	147,61	95,72	57,00	34,05
0,43	147,18	95,26	56,60	33,76
0,44	146,73	94,79	56,20	33,47
0,45	146,27	94,31	55,79	33,18
0,46	145,79	93,83	55,38	32,89
0,47	145,29	93,34	54,97	32,59
0,48	144,78	92,83	54,56	32,30
0,49	144,26	92,33	54,14	32,00
0,5	143,72	91,81	53,72	31,71
0,51	143,17	91,29	53,30	31,41
0,52	142,61	90,77	52,87	31,12
0,53	142,04	90,24	52,45	30,82
0,54	141,46	89,70	52,02	30,53
0,55	140,88	89,16	51,60	30,23
0,56	140,28	88,62	51,17	29,94
0,57	139,67	88,07	50,74	29,64
0,58	139,06	87,52	50,32	29,35
0,59	138,44	86,97	49,89	29,06
0,6	137,81	86,41	49,46	28,77